

热变形对 GH4169 合金中 NbC 析出相尺寸形貌影响

李 阳^{1,2,3}, 魏志坚⁴, 徐平伟^{1,2,3}, 梁益龙^{1,2,3}, 梁 宇^{1,2,3}

(1. 贵州大学, 贵州 贵阳 550025)

(2. 贵州省材料结构与强度重点实验室, 贵州 贵阳 550025)

(3. 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程实验室, 贵州 贵阳 550025)

(4. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005)

摘 要: 通过 Gleeble3500 热模拟试验机进行热压缩试验并结合微观组织观察和统计分析, 研究了热变形对 GH4169 合金中 NbC 颗粒尺寸形貌、分布特征的影响规律。结果表明: 压缩过程中的绝热效应会导致试样心部温度的进一步升高, 从而为变形过程中的 NbC 回溶提供条件。NbC 颗粒与基体在变形过程中形成的高位错密度区促进了元素的扩散, 并加速了小曲率半径的尖角区域回溶和钝化。随变形量的增加 NbC 回溶趋势增加, 其平均尺寸与体积分数均呈降低趋势。变形过程金属流动会促进 NbC 颗粒的位移, 在 70% 的变形量下, NbC 颗粒平均间距增加趋势显著高于 30% 和 50% 变形量试样。因此随变形量的增加, NbC 颗粒有从链状→链条弯曲→链条方向改变→弥散分布的分布特征, 促进基体中原链状 NbC 呈细小、弥散分布。研究结果为 GH4169 闪光焊接性能的提高提供了直接的参考。

关键词: GH4169 高温合金; 热变形; NbC; 尺寸; 分布

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1773-08

GH4169 合金具有优异的抗疲劳性和高温抗氧化性, 以及良好的焊接性能被广泛应用于航空航天, 核电站和石油化工等领域, 它是一种沉淀强化型 Ni 基变形高温合金, 由 γ 基体相、 γ'' 、 γ' 和 δ 强化相以及 NbC 颗粒组成^[1-3]。NbC 是 GH4169 合金中的主要碳化物, 细小的 NbC 能有效钉扎位错, 阻碍晶界运动, 有助于强度和蠕变性能的提高^[4,5]。但在合金制备过程中, 容易得到粗大的 NbC, 并且经过热轧后以链状分布于基体中, 这种大尺寸 NbC 周围容易萌生裂纹且自身发生破碎导致裂纹的萌生与扩展^[6-8], 因此 GH4169 中碳化物尺寸、形貌和分布的控制会对其力学性能有直接的影响。

对 NbC 在材料中的分布特征和尺寸形貌已有部分研究^[9-11], 这些研究多集中于通过提高热处理温度或改善 C 元素的含量来获得细小弥散分布的析出相, 但是可能造成晶粒粗大等危害。针对合金中 NbC 形态尺寸的控制, 热变形加工过程的影响报道相对较少, 在其他金属材料中热变形对碳化物影响的有相关研究, Majid^[12]发现高碳高铬工具钢在 950 °C 热轧变形时, 初生碳化物的面积分数和平均尺寸都有大幅下降, 他认为这是由于碳化物破碎导致表面能下降以及位错

与碳原子较高的结合能带走碳原子而导致碳化物回溶造成。Liu^[13]的研究表明热变形使得高铬铸铁中的 $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ 型碳化物显著细化, 原因是变形开始时产生的位错处于高能状态同时是原子扩散的快速通道促使碳化物溶解形成凹槽, 继续变形使碳化物在凹槽处破碎形成小颗粒。Li^[14]研究发现严重变形会导致珠光体钢中渗碳体溶解, 他认为这是由于碳原子与位错的结合能高于与渗碳体的结合能, 变形产生的位错带走碳原子促使渗碳体溶解。Huang^[15]对 Al-Cu 合金进行角挤压变形发现可变形的 θ 颗粒尺寸减小, 主要原因是 θ 自身的应变能的增加提高了颗粒的回溶驱动力。以上研究表明根据碳化物类型的不同, 热变形对碳化物形态影响的机理也不尽相同, 对于具有较高弹性模量和热稳定性^[16]的 NbC 相的相关报导尚不清楚, 因此需要进一步进行研究。

前期针对 GH4169 闪光焊接加工研究中, 发现焊接后试样塑性指标大幅度降低的主要原因在于焊接热影响区中形成数量较多的粗大 NbC, 拉伸变形过程中这些 NbC 与基体之间形成孔洞, 并快速连接形成裂纹^[17,18], 闪光焊接是两焊接端面通过闪光阶段形成端面温度高, 远离端面逐渐降低的温度场, 然后两端面

收稿日期: 2019-05-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51761003)

作者简介: 李 阳, 男, 1993 年生, 硕士生, 贵州大学材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025, E-mail: liyang558@163.com

相对运动进行顶锻，通过界面上的再结晶完成焊接，在焊接试样热影响区不同位置，由于温度与变形量的不同，其 NbC 的分布也有所不同^[19]。因此是可通过闪光所建立的温度场，配合适合的顶锻变形参数，保证热影响区获得合适的变形来实现 NbC 的均匀分布。本研究将采用热变形模拟技术方案，系统探索在不同热变形条件下 GH4169 合金中 NbC 尺寸、形貌、分布情况及其影响机制，研究成果将服务于 GH4169 固态焊接等热变形加工过程中对碳化物的控制，为航空发动机用高性能 GH4169 闪光焊接环件的制造提供参考。

1 实验

实验材料为 GH4169 高温合金热轧型材，主要化学成分如表 1 所示，利用线切割沿型材轧制方向切取尺寸为 $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 的圆柱形热模拟试样。使用 gleeble-3500 热模拟试验机采用真空感应加热方式，以 $25\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的升温速率分别加热至 1050，1100，1150 $^{\circ}\text{C}$ 后保温 25 s 进行压缩，应变速率为 0.5 s^{-1} ，变形量为 0%，30%，50%，70%，压缩变形后采用空冷。热变形后试样使用线切割沿轴线切开，打磨至镜像，在 10% 草酸溶液中进行电解腐蚀，直流电源电流为 0.05 A，电解时间为 30 s 左右。使用莱卡光学显微镜、扫描电镜 SEM 和透射电镜 TEM 观察 NbC 颗粒的尺寸形貌和分布特征。为避免热模拟试样轴线两侧的变形量不一样，所以选择试样中心位置的视场，沿原材料轧制方向观察链状碳化物的变化，选取 10 个以上视场，利用 image pro plus 图像处理软件进行 NbC 的尺寸、数量和体积分数统计。

2 结果与分析

2.1 热变形前后 NbC 形态分布的变化

图 1 所示为 GH4169 合金原材料的显微组织。统计得到微观组织显示平均晶粒尺寸为 $13.32\text{ }\mu\text{m}$ ，结合能谱分析可知其中析出物主要成分为 NbC，呈链状分布在基体中，颗粒平均尺寸约为 $2.21\text{ }\mu\text{m}$ ，最大颗粒直径可达 $6\text{ }\mu\text{m}$ 。这种链状分布是因为凝固过程中 C 和 Nb 元素偏析形成 NbC，热轧变形时这些高碳、富铌的区域顺着轧制方向析出，或者粗大 NbC 被轧制破碎，延伸形成断续的链状分布 NbC，这种链状分布的颗粒，在受外力的作用下不仅成为裂纹的发源地，并且第二相质点形成的微孔因相邻距离短，快速连接降低材料的塑性，对材料的性能造成不利的影响^[20]。

图 2 显示了不同热变形条件下试样的显微组织照片。随着变形量增加，NbC 颗粒的尺寸形貌和分布呈现出相似的变化规律。在变形量为 0% 时，原链状分布中细小的 NbC 消失，形成了粗大的 NbC，这一变化主要源于 Ostwald 长大机制，小 NbC 颗粒回溶，溶质原子扩散，较大颗粒继续长大^[21]，在变形量为 30% 时，基体中 NbC 颗粒尺寸较大，且形状不规则，在变形量为 50% 时，部分 NbC 颗粒发生破碎，大尺寸不规则形状 NbC 数量有所减少，破碎后的 NbC 颗粒尖角较为明显，在变形量为 70% 时，NbC 颗粒以小尺寸点球状为主，周围较为圆整，周边棱角和尖角钝化。

对不同热变形条件下 NbC 颗粒的平均尺寸及体积分数进行统计，如图 3 所示。当无变形时，NbC 颗粒平均尺寸和体积分数随着温度的上升而增加，说明

表 1 GH4169 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4169 (wt%)

Element	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	Al	C	V	Mn	Co
Content	52.14	18.86	18.23	5.348	3.187	1.096	0.547	0.036	0.071	0.025	0.07

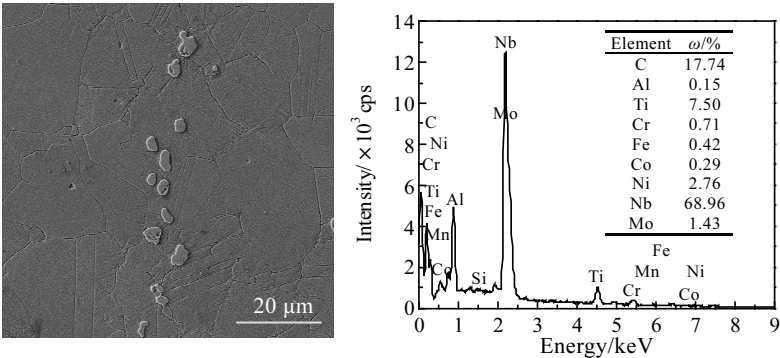


图 1 原始材料的组织形貌及析出物能谱分析

Fig.1 Microstructure of raw material and EDS analysis of precipitates

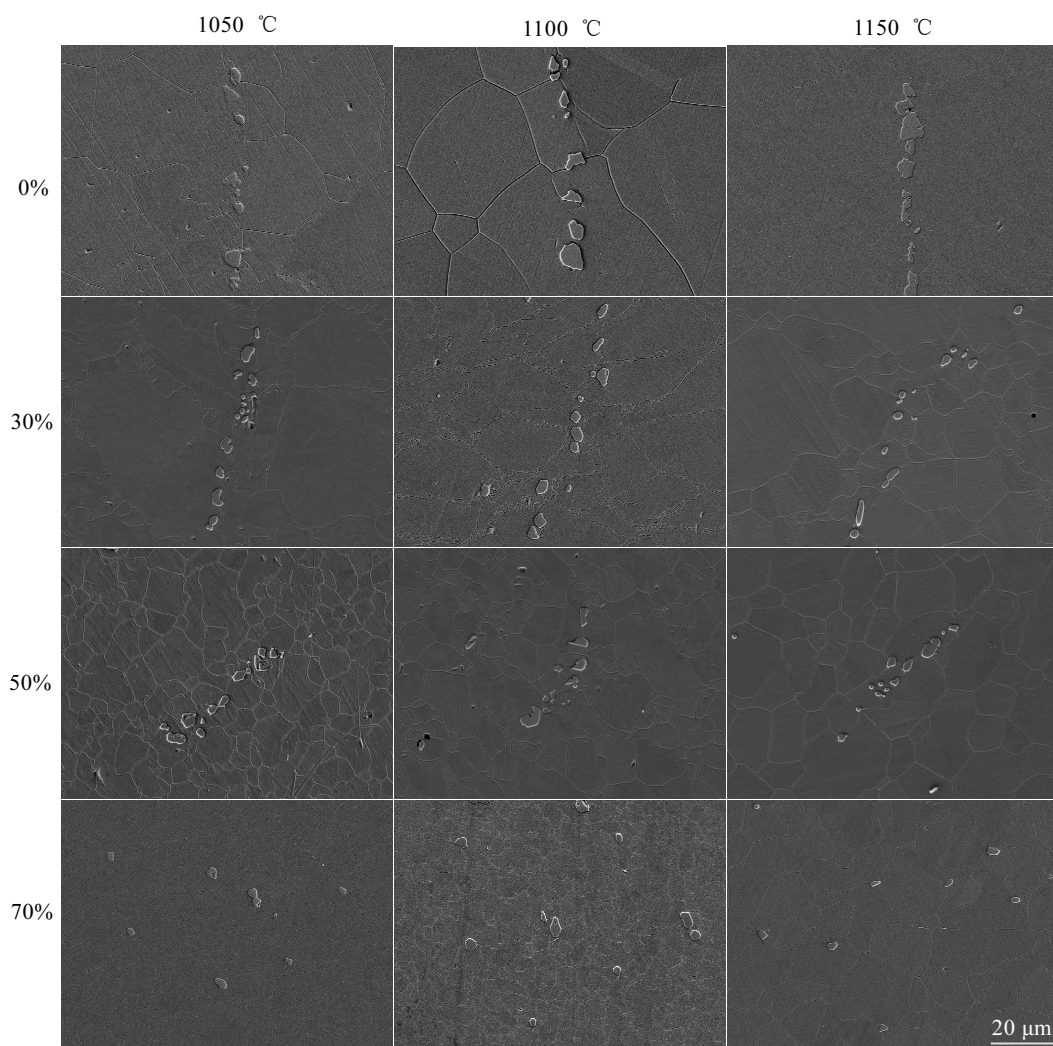


图 2 不同热变形条件下试样显微组织照片

Fig.2 Microstructures of NbC particles under different thermal deformation conditions

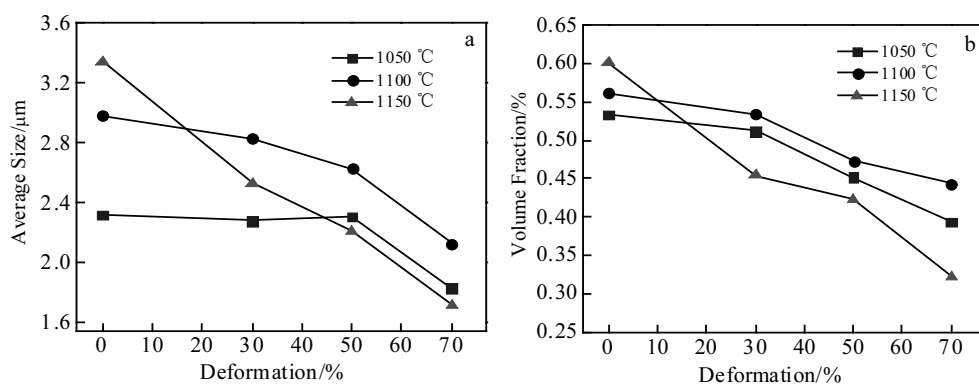


图 3 不同热变形条件下 NbC 颗粒的平均尺寸和体积分数

Fig.3 Average size (a) and volume fraction (b) of NbC particles under different thermal deformation conditions

在单纯温度增加的过程主要是 NbC 颗粒的长大,而原来不明显的小尺寸 NbC 被大颗粒所吞并,但体积分数的升高趋势较小。随着变形量的增加,不同变形温度条件下 NbC 颗粒的平均尺寸和体积分数均呈现下降

趋势,且变形温度越高,其下降趋势越显著。

在完成变形后, NbC 的分布特点如图 4 所示,可观察到随变形量的增加, NbC 由原来明显的链状分布特征(图 4a),逐渐随变形量的增加开始弯曲(图 4b),

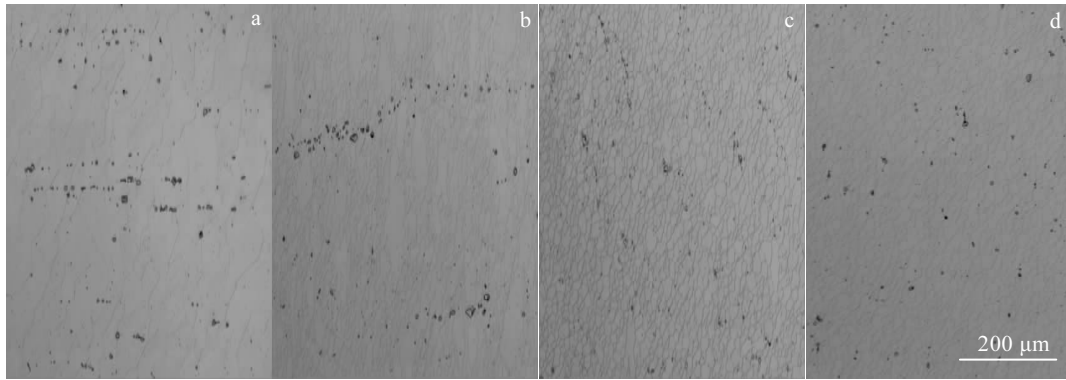


图 4 1100 °C 下不同变形量的试样中心区域光学显微组织照片

Fig.4 Optical microstructures of the central region in samples with different deformation at 1100 °C: (a) 0%, (b) 30%, (c) 50%, and (d) 70%

随后继续弯曲,长链状的特点开始不明显(图 4c),最后 NbC 比较弥散的分布在基体上(图 4d)。图 4 中还可以明显观察到原晶粒尺寸随变形量的增加,从形成不完全再结晶的混晶组织到细小的再结晶晶粒的变化过程。

热变形后,对 NbC 颗粒的尺寸分布进行分析,不同变形量 NbC 尺寸分布情况进行统计如图 5 所示。随着变形从 0%到 70%,NbC 颗粒的尺寸在 1~2 μm 区域的数量迅速上升,而尺寸大于 3 μm 的 NbC 数量逐渐下降,在 70%变形时,几乎没有尺寸在 5 μm 以上的 NbC 颗粒。

2.2 NbC 回溶机理及均匀性分析

以上研究结果表明实验温度的增加,NbC 有粗化的趋势,通过变形后又会促进其细化。合金中温度的变化会伴随碳化物的回溶或析出,造成碳化物体积分数的变化,研究报道认为 NbC 的回溶温度约在 1170 °C^[22, 23]。由于 GH4169 高温合金具有较低的热导

率 $14.7 \text{ W} \cdot (\text{m} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$ 和导热系数,在压缩变形过程中的热量并不能完全释放,试样内部的实际温度并不等于表面温度,温度的来源主要是变形功的贡献,相关模型指出了变形过程中,变形功对温度的影响规律^[24]如下:

$$\Delta T = \frac{0.95 \eta \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon}{\rho c} \quad (1)$$

$$\eta = \begin{cases} 0 & \dot{\epsilon} \leq 10^{-3} \text{ s}^{-1} \\ 0.316 \log \dot{\epsilon} + 0.95 & 10^{-3} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1} \\ 0.95 & \dot{\epsilon} \geq 1 \text{ s}^{-1} \end{cases} \quad (2)$$

$$T_s = T_r + \Delta T \quad (3)$$

式中, ΔT 为热变形中上升的温度, ρ 为密度, $8.24 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$, c 为比热容, $435 \text{ J} \cdot (\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})^{-1}$, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, η 为热效率, T_s 为变形后的实际温度, T_r 为热模拟所加热的温度, $\int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$ 为机械功。结合本研究中的压缩流变应力曲线

线图 6 中不同热变形的应力 σ , 代入公式计算得出试样在不同变形参数条件下的温升与实际温度分布如图 7 所示, 如当表面温度为 1150 °C 时, 在 30%、50%、70%变形后的实际温度分别为 1169, 1175, 1192 °C。但由于实验试样尺寸小, 储热量不高, 变形完成速率较高, 短时间温度的升高并不能带来 NbC 显著的溶解。

透射电镜观察表明, 在 1100 °C 经 70% 的压缩变形后, 基体晶粒发生动态回复并形成位错胞结构而 NbC 颗粒附近的区域位错密度明显比其他区域高(图 8a)。进一步放大还发现, NbC 内部具有相当数量的位错(图 8b)。这表明在高温大变形的条件下, 即使是大尺寸的脆性 NbC 颗粒也发生了一定程度的变形, 在高铬铸铁高温变形中的脆性碳化物也会出现类似现象^[12]。高分辨(HREM)及其反傅里叶变换(FFT)分析表

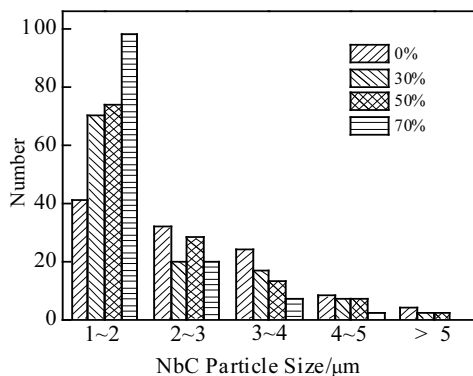


图 5 温度为 1100 °C 下不同变形量的 NbC 颗粒的尺寸分布柱状图

Fig.5 Histogram of size distribution of NbC particles with different deformation at 1100 °C

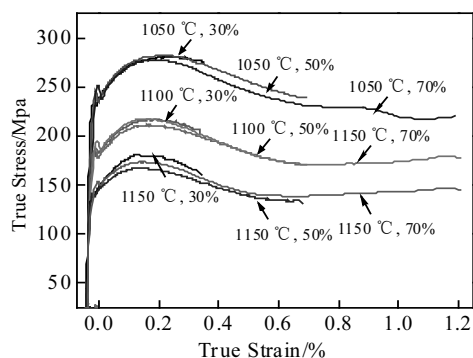


图 6 不同热变形条件下的流变应力曲线

Fig.6 Flow stress curves under different thermal deformation conditions

明, 颗粒内部局部区域的位错密度高达 $1.1 \times 10^{16} \text{m}^{-2}$ 远高于常规轧制的位错密度^[25], 如图 8c, 8d 所示。NbC 颗粒局部发生相当程度的变形, 使该区域演变成小曲率半径的尖角区。这说明在高变形量变形过程中, 会导致 NbC 发生变形, 局部区域演变成小曲率半径的尖

角区, 甚至导致 NbC 的破碎。

据相变理论可知, 各相的自由能差值是相变的驱动力, 高自由能相会自发向低自由能相转变。在大变形条件下, 强烈的塑形变形导致 NbC 相和基体相产生大量的位错和晶格畸变, 使得两相的应变能上升形成高能态提高各相自由能^[26], 但是 NbC 相和基体应变能上升幅度有所不同, 单位体积应变能变化与弹性模量大小成正比^[27], 所以在相同变形条件下, NbC 相 (弹性模量为 338 GPa) 将会获得比 GH4169 合金基体 (弹性模量为 199.9 GPa) 高出约 69.1% 的应变能, 自由能相对较高, 两者之间的自由能差为 NbC 颗粒向基体相回溶提供主要的热力学驱动力^[28]。与此同时, 变形过程中 NbC 变形及破碎后的尖角和棱角处的曲率半径小, 周围基质中溶质元素浓度相对较高, 元素浓度差促进了尖角和棱角处的原子扩散回溶于基体^[29, 30], 变形导致 NbC 周围基体中大量的位错作为原子扩散的快速通道也加速了 NbC 棱角和尖角回溶, 棱边和尖角钝化的过程。因此随着变形程度的增加, 促使了 NbC 的局部回溶, 大尺寸 NbC 演变为表面圆整的小尺寸颗粒。

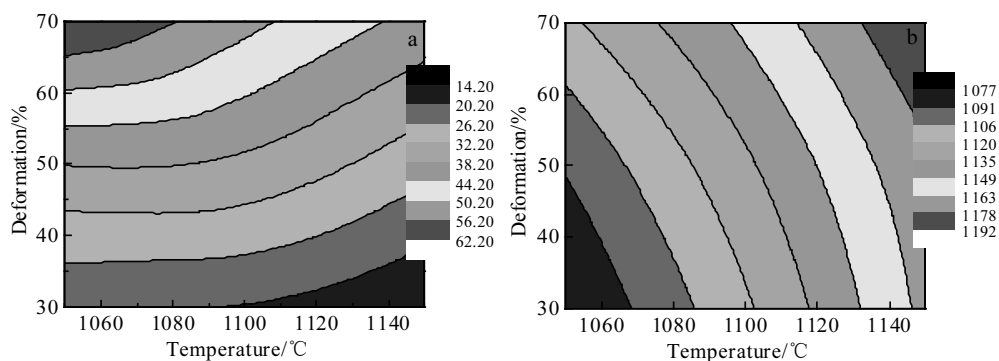


图 7 不同热变形条件下的升温及实际温度

Fig.7 Temperature rise under different thermal deformation conditions: (a) rising temperature and (b) actual temperature

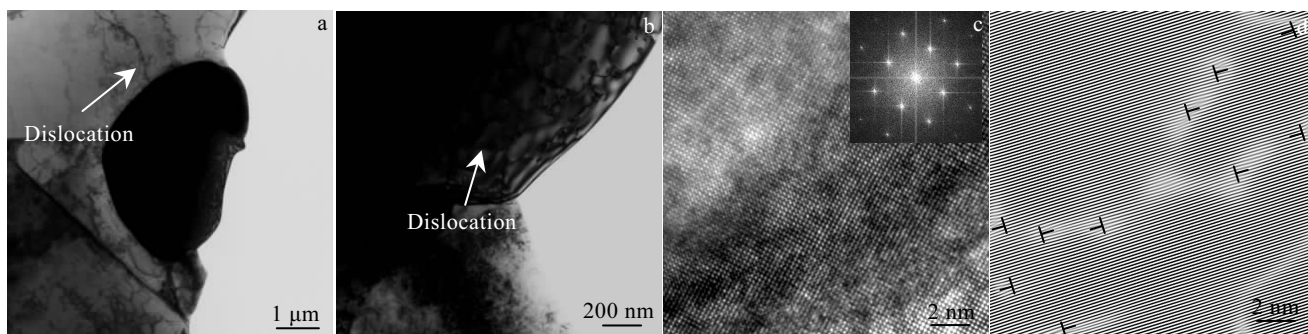


图 8 1100 °C 时变形量为 70% 的显微组织 TEM 照片

Fig.8 TEM images of sample with 70% deformation at 1100 °C: (a, b) morphologies of NbC particles, (c) HRTEM image of NbC particles, and (d) inverse Fourier transform

此外随着变形量的增加, NbC 颗粒的弥散度显著提高, 如图 4 所示, 变形量为 30% 时, NbC 保持链状分布, 有部分变形特征。当变形量为 50% 时, 链的长度变短, 方向开始转向变形方向, 随着变形量增加到 70% 时, 几乎没发现链状的 NbC 分布。采用图像分析方法计算 NbC 的平均间距^[31]:

$$\bar{L} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \bar{L}_i \quad (4)$$

$$\bar{L}_i = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{j=1}^{n-1} L_{ij} \right] \quad (5)$$

式中, $\bar{L}_i$ 为视场中第 i 个 NbC 到其余 $n-1$ 个 NbC 间距离的均值; L_{ij} 为视场中第 i 个 NbC 到第 j 个 NbC 之间的距离。

计算结果如图 9 所示, 从图中可以看出 NbC 的平均间距随着变形量有上升的趋势, 表明变形使 NbC 分散度提高。变形量为 0 到 50% 时, NbC 的平均间距上

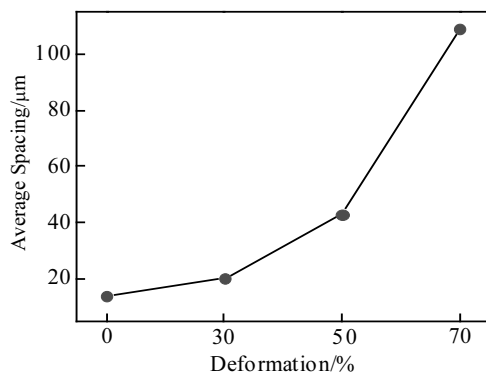


图 9 温度为 1100 °C 时不同变形量 NbC 的平均间距

Fig.9 Average spacing of NbC with different deformations at a temperature of 1100 °C

升幅度较为平缓, 而变形量为 70% 时, NbC 的平均间距迅速从 43 μm 上升至 109 μm。

压缩变形的过程中两端面的金属流动会出现分流, 压缩方向与金属流动方向的夹角随变形量的增加而变大, NbC 会随着金属的流动而改变分布。有研究表明小尺寸以及形状规则的颗粒随基体流动时速度更快^[32, 33], 因此在 70% 变形过程中破碎和局部回溶形成的小而圆整的 NbC 的弥散程度迅速上升。通过对不同变形量试样的各个区域 NbC 分布进行观察统计, 绘制出经过不同变形程度压缩后 NbC 颗粒的分布情况如图 10 所示, 从分布示意图能够形象直观的看出在试样中随着变形程度从 0% 到 70%, NbC 逐渐经历由链状分布→链条弯曲→链条方向改变→弥散分布的过程。

2.3 闪光焊接工艺优化

根据以上研究成果, 结合 GH4169 闪光焊接中, 焊缝塑性降低和 NbC 颗粒之间关系规律的研究结果^[17-19], 通过优化焊接温度场, 提高顶锻变形进给距离, 保证焊接热影响区在完成焊接的顶锻过程中获得 50% 以上的变形量, 研究结果发现 GH4169 闪光焊接拉伸性能的改善, 如图 11a 所示的 GH4169 闪光焊接试样应力应变曲线。图 11b 为优化前的断口形貌, 具有较高密度且连续分布的韧窝, 这意味着裂纹从 NbC 与基体之间萌生后, 由于 NbC 颗粒大, 之间距离近, 裂纹很快连接在一起失稳扩展。而通过顶锻变形优化后, 由于 NbC 的细化及其相对距离的提高, 其断口中韧窝密度降低, 单个韧窝尺寸增加 (图 11c), 这意味着裂纹在 NbC 和基体之间形成后, 需要消耗较大的能量穿过基体才能和下一个裂纹连接, 提高了裂纹扩展功, 实现了 GH4169 闪光焊接构件拉伸性能的优化。

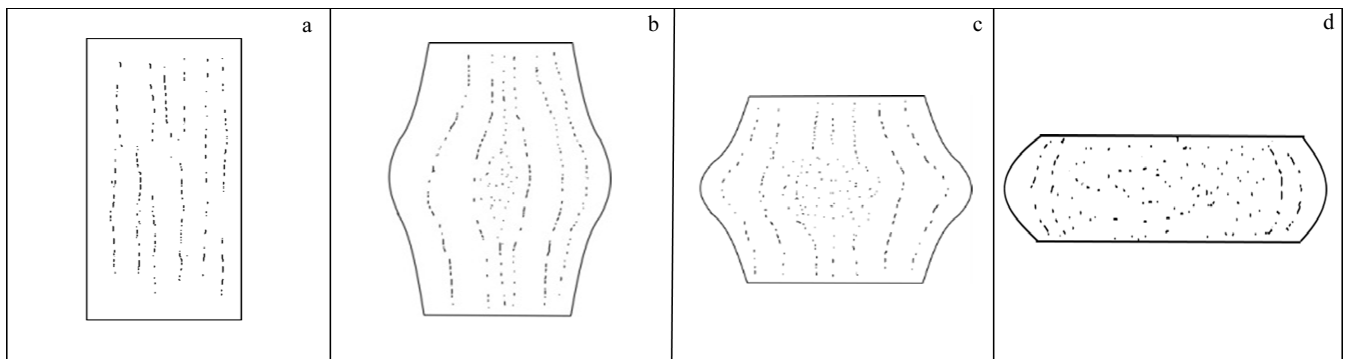


图 10 不同变形下的 NbC 颗粒分布示意图

Fig.10 Schematic diagram of NbC particle distribution under different deformations: (a) 0%, (b) 30%, (c) 50%, and (d) 70%

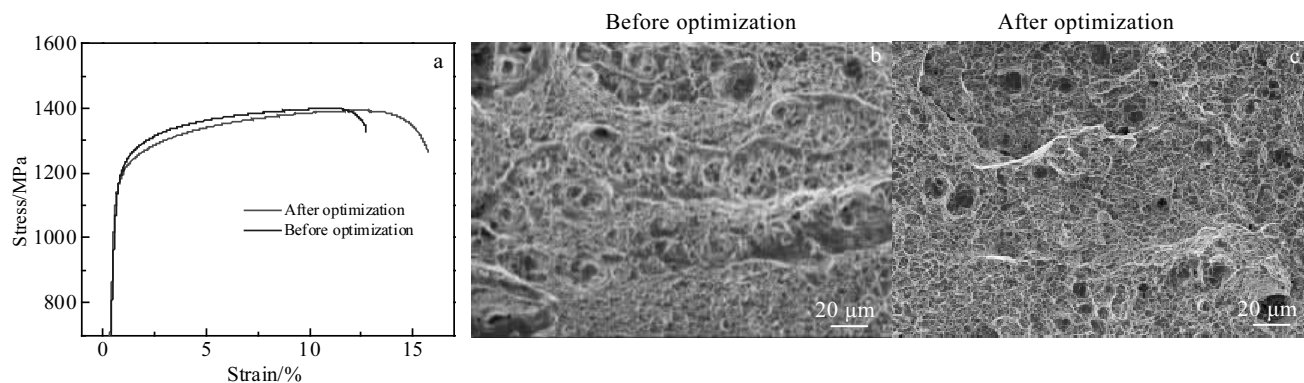


图 11 闪光焊接拉伸样应力应变曲线及断口形貌

Fig.11 Stress-strain curves (a) and fracture morphologies (b, c) of flash welded tensile specimens

3 结 论

1) 压缩过程中的绝热效应会导致试样心部温度的进一步升高, 随变形量的增加 NbC 会发生变形、破碎, 局部区域演变成小曲率半径的尖角区, 并导致 NbC 相应变能上升, 为 NbC 回溶于基体提供驱动力, 同时压缩过程基体与 NbC 中位错密度的增加促进元素的扩散, 使小曲率半径的 NbC 颗粒, 或是 NbC 尖角区回溶到基体, 在 1100 °C 时随着变形从 0% 到 70%, NbC 颗粒的尺寸在 1~2 μm 区域的数量迅速上升, 而尺寸大于 3 μm 的 NbC 数量逐渐下降, 在 70% 变形时, 几乎没有尺寸在 5 μm 以上的 NbC 颗粒。变形量的增加会促进形成细小、圆整的 NbC 颗粒。

2) 金属的流动会促进 NbC 位置的改变, NbC 的平均间距随着变形量有上升的趋势, 变形量为 0% 到 50% 时, NbC 的平均间距上升幅度较为平缓, 而变形量为 70% 时, NbC 的平均距离快速从 43 μm 上升至 109 μm, 促进基体中 NbC 颗粒弥散分布。因此随压缩变形量增加, 试样中 NbC 颗粒的分布有链状分布→链条弯曲→链条变短→细小弥散的逐渐变化的规律。

参考文献 References

- [1] You X G, Tan Y, Shi S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 689: 257
- [2] Sohrabi M J, Mirzadeh H, Rafiei M. *Vacuum*[J], 2018, 154: 235
- [3] Cao G H, Sun T Y, Wang C H *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 136: 398
- [4] Mannan P, Casillas G, Pereloma E V. *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 700: 116
- [5] Ye C, Chen J, Xu M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 662: 385
- [6] Yang Jinxia(杨金侠), Wei Wei(魏 薇), Liu Lu(刘 路) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 975
- [7] Akiyama M, Kuboki T, Oikawa K *et al. Materials Science and Technology*[J], 2002, 18(11): 1272
- [8] Skobir D A, Vodopivec F, Kosec L *et al. Steel Research International*[J], 2004, 75(3): 196
- [9] Lu S P, Wei S T, Liu Z Q *et al. ISIJ International*[J], 2010, 50(2): 248
- [10] Ma X P, Li X D, Brian L *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2018, 49(10): 4824
- [11] Wallaert E, Depover T, Arafin M *et al. Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2014, 45(5): 2412
- [12] Majid S, Sadegh P A, Ali-Reza K R *et al. Corrosion*[J], 2018, 74(9): 958
- [13] Liu F, Jiang Y H, Xiao H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 380
- [14] Li Y J, Choi P, Borchers C *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 3965
- [15] Huang W J, Liu Z Y, Lin M *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 546: 26
- [16] Zheng W J, Wei X P, Song Z G *et al. Journal of Iron and Steel Research, International*[J], 2015(1): 78
- [17] Zhu X R, Xu P W, Liang Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 258: 326
- [18] Shen Jialin(申佳林), Zhu Xueru(朱学儒), Liang Yu(梁 宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3840
- [19] Shen J L, Wei Z J, Liang Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 718: 34

- [20] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2010
- [21] Alexandrov D V. *Journal of Physics Condensed Matter*[J], 2016, 28(3): 035 102
- [22] Luo X, Yoshihara S, Shinozaki K *et al. Welding International*[J], 2000, 14(11): 865
- [23] Wang H J, Ikeuchi K, Takahashi M *et al. Welding International*[J], 2009, 23(9): 662
- [24] Goetz R L, Semiatin S L. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2001, 10(6): 710
- [25] Liu X C, Zhang H W, Lu K. *Science*[J], 2013, 342(6156): 337
- [26] Sauvage X, Wetscher F, Pareige P. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(7): 2127
- [27] Feng Zhongxue(冯中学), Pan Fusheng(潘复生), Shi Qingnan(史庆南) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(7): 1768
- [28] Liu Z Y, Bai S, Zhou X W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2217
- [29] Li Hai(李海), Xu Wei(许伟), Wang Zhixiu(王芝秀) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2480
- [30] Cai W P. *Journal of Materials Science Letters*[J], 1997, 16(22): 1824
- [31] Kang Yonglin(康永林), Dong Deyuan(董德元). *Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 1989(1): 38
- [32] Brewster R. *European Physical Journal E Soft Matter & Biological Physics*[J], 2004, 14(4): 341
- [33] Zhao S L, Fan J F, Zhang J Y *et al. Powder Metallurgy and Metal Ceramics*[J], 2017, 56: 17

Effect of Thermal Deformation on Size and Morphology of NbC Precipitates in GH4169 Alloy

Li Yang^{1,2,3}, Wei Zhijian⁴, Xu Pingwei^{1,2,3}, Liang Yilong^{1,2,3}, Liang Yu^{1, 2, 3}

(1. Guizhou University, Guiyang 550025, China)

(2. Guizhou Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(3. The Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

(4. Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd, Anshun 561005, China)

Abstract: The effect of thermal deformation on the size and distribution characteristics of NbC particles in GH4169 alloy was studied by thermal compression test on Gleeble 3500 thermal simulator, microstructure observation and statistical analysis. Results show that the adiabatic effect during compression leads to a further increase in the core temperature of the sample, thus providing conditions for NbC re-dissolution during the deformation process. The high dislocation density region formed by the NbC particles and the matrix during the deformation process promotes the diffusion of the elements and accelerates the remelting and passivation of the sharp corner regions with small radii of curvature. With the increase of deformation, the NbC remelting tendency increases, and the average size and volume fraction show a decreasing trend. During the deformation process, the metal flow promotes the displacement of the NbC particles. Under the 70% deformation amount, the average spacing of the NbC particles increases more significantly than that of the 30% and 50% deformation samples. Therefore, with the increase of deformation, the NbC particles have a distribution characteristic from chain→chain bending→chain direction change→dispersion distribution, which promotes the fine and diffuse distribution of the original chain NbC in the matrix. The results provide a direct reference for the improvement of GH4169 flash soldering performance.

Key words: GH4169 superalloy; thermal deformation; NbC; size; distribution

Corresponding author: Liang Yu, Ph. D., Professor, College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, P. R. China, E-mail: xq.liangyu@126.com