

https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250461

组织特征对 GH4151 合金冲击性能的影响

唐超^{1,2,3}, 刘洁², 罗俊鹏⁴, 张麦仓⁵, 谢兴飞^{2,3}, 曲敬龙^{2,3}, 张继^{1,3}

(1.钢铁研究总院有限公司, 北京 100081)

(2.四川钢研高纳锻造有限责任公司, 四川 德阳 618000)

(3.北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

(4.中国航发南方工业有限公司, 湖南 株洲 412002)

(5.北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 采用示波冲击实验对不同热处理后的 GH4151 合金样品进行了测试, 并结合金相显微镜、扫描电镜、透射电镜和相图计算等系统分析了组织特征及晶界特征对 GH4151 合金冲击韧性的影响。结果表明, 随着固溶温度的升高, GH4151 合金的一次 γ' 相含量逐渐降低, 平均晶粒尺寸逐渐增大, 仅固溶态合金的冲击韧性也逐渐增大。JMatPro 相图计算显示晶界会存在一定量的 μ 相 (TCP 相) 和 $M_{23}C_6$ 相。对示波冲击曲线和断口分析后发现, 仅固溶处理的合金, 其弹性变形功 E_e 、塑性变形功 E_p 和撕裂功 E_c 都较大, 因此抵抗裂纹萌生及扩展的能力较好, 冲击韧性较高; 经固溶及两阶段时效处理后, 其弹性变形功 E_e 和塑性变形功 E_p 均较小, 撕裂功 E_c 甚至接近零, 因此冲击韧性大幅降低。与仅固溶态相比, 双阶段时效处理后合金冲击韧性大幅降低的主要原因是晶粒细化和时效过程中晶界 μ 相及 $M_{23}C_6$ 相的协同析出, 而与基体晶界特征关联性较小。

关键词: GH4151 合金; 组织特征; 析出相; 冲击韧性

中图分类号: TG146.1*5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0???-0?

随着先进航空发动机对高推重比/功重比的需求不断提高, 涡轮前温度也在不断提高, 要求涡轮盘用高温合金的承温能力从 650°C 连续提高到 700°C 和 750°C, 对于高代次航空发动机甚至要求承温 800°C, 同时还要满足高强度、高疲劳、长寿命、高性价比等要求^[1-3]。GH4151 合金是一种耐 800°C 的高强难变形镍基变形高温合金, 合金化程度很高, Al、Ti、Nb 质量分数之和高达 10%, 导致主要强化相 γ' -Ni₃(Al、Ti、Nb) 的质量分数高达 50%~60%, 因此其第二相强化水平很高, 同时还含有较高含量的 W、Mo、Cr、Co 等元素进行固溶强化^[4]。

近年来, 在我国科技工作者的努力下, 基于国内的生产设备和技术水平, 已经开展了高合金化难变形 GH4151 合金的成分内控优化、冶炼控制、锻造变形、热处理、相演化行为及开裂等研究^[5-19], 并进行了喷丸等应用研究^[20], 突破了该合金及其盘锻件的制备难题, 现已进入合金的成熟度提升和推广应用阶段

变形高温合金作为航空航天发动机的关键热端转动件的选材, 主要综合考核其强度、塑性、持久、蠕变和疲劳等指标, 某些特殊场合也需要进行冲击性能的考核。近年来, 随着国内变形高温合金材料设计范式以及应用领域的拓展变化, 对变形高温合金材料强韧性匹配问题开始得到更多的关注。特别地, 随着服役温度的不断提升, 以 GH4151 合金为代表的高强度的高合金化变形高

温合金开始得到应用, 虽然高合金化的成分设计赋予了该类合金更高的使用温度和强度, 但合金韧性不足的问题也随之凸显, 对合金的稳定服役及拓展应用会带来一定影响。因此, 有必要从合金组织调控的角度研究合金韧性指标(例如冲击韧性等)的提升及优化措施。

在钢铁领域对于冲击韧性的研究比较深入, 大量研究表明, 钢铁材料的冲击韧性主要受特定元素成分、晶粒尺寸、晶界析出相等的影响^[21-24]。Yang 等^[25]通过在高碳铬轴承钢添加稀土元素还发现, 稀土元素能使无规则的 Al_2O_3 、MnS 改性成规则的稀土夹杂物并提高合金的冲击韧性。而对于镍基高温合金冲击韧性的相关研究较少, 已有研究大多集中在强化水平较低的合金, 例如陈国胜^[26]等研究了几种 Al、Ti、Nb 质量分数之和低于 6.6% 的高温合金, 发现 TCP 相在晶界析出会降低冲击韧性, $M_{23}C_6$ 、 M_3B 、 δ 相等晶界强化相在随着在晶界析出量的增多, 使晶界脆性增加、韧性下降; 随着晶粒几何尺寸的单存增大, 合金的冲击韧性明显升高。刘芳等^[27]在研究 Al 元素对 GH4169 合金的冲击韧性中发现, Al 元素的增加促进了晶界 Laves 相、 M_7C_3 碳化物和 σ 相等的析出, 导致晶界脆性增加, 冲击韧性降低。郭建亭等^[28]对 GH135 合金的研究发现, 当 TiC 相以极少量或呈颗粒状存在于晶界时, 合金倾向穿晶韧性断裂。申佳林等^[29]研究发现随着 δ 相含量的增加, 会促进裂纹的

收到初稿日期:

基金项目: 国家科技重大专项(J2019-VI-0006-0120)

作者简介: 唐超, 男, 1988 年生, 博士生, 钢铁研究总院有限公司, 北京 100081, 电话: 010-62184622, E-mail: tangchao5543@163.com

失稳扩展导致 GH4169 合金的冲击功显著下降。

目前,有关高合金化难变形高温合金的冲击韧性研究报道极少,本文对高合金化的 GH4151 合金采用不同热处理工艺,获得不同的固溶态和时效态组织,并结合显微组织和冲击韧性值关联对比分析,以期发现 GH4151 合金冲击韧性的组织影响因素和变化机理,为提高该合金的匹配强韧提供参考。

1 实验材料及研究方法

1.1 实验材料

实验用 GH4151 合金采用真空感应炉熔炼+电渣重熔+真空电弧炉重熔三联冶炼,经高温均匀化后锻造开坯,制备出 $\Phi 300$ mm 的棒材,再切取尺寸为 $\Phi 300\text{mm}\times 250\text{mm}$ 的棒坯锻粗,锻粗变形量为 60%,最后进行取样测试分析。合金的化学成分如表 1 所示。

表 1 GH4151 合金化学成分(wt.%)

Table 1 Chemical compositions of GH4151 alloy (wt.%)

C	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Al	W	Co
0.05	11	余	4.5	0.6	2.7	3.3	3.9	3.3	14.9

1.2 研究方法

根据表 1 中的成分,利用 JMat Pro 软件及其镍基数据库计算了 GH4151 合金的热力学平衡相图,如图 1 所示,该合金 γ' 强化相的完全回溶温度约 1167°C , μ 相和 M_{23}C_6 的开始析出温度分别为 954°C 和 860°C 。选取 1090°C 、 1110°C 、 1120°C 、 1130°C 、 1140°C 、 1150°C 、 1160°C 、 1170°C 等八个固溶温度,固溶时间为 4h,固溶后空冷(Air cooling, AC);以上固溶热处理后的一半样品,进行了两阶段时效热处理($850^\circ\text{C}/6\text{h}$ /空冷+ $760^\circ\text{C}/16\text{h}$ /空冷)。此外,还对 1130°C 固溶热处理后的样品分别进行了 $850^\circ\text{C}/0.5\text{h}$ /空冷和 $760^\circ\text{C}/6\text{h}$ /空冷两种单阶段时效热处理。在上述两阶段时效处理条件下, μ 相和 M_{23}C_6 相的平衡态相的质量分数约为 6.74% 和 0.91%。

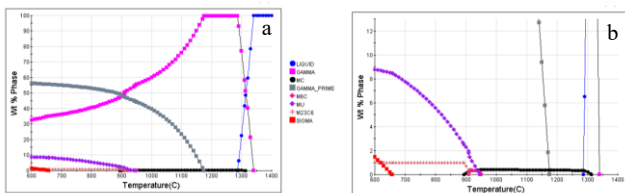


图 1 GH4151 合金 JMatPro 计算平衡相图

Fig.1 Equilibrium phase diagram of GH4151 alloy caculated by JMatPro software: (a)the whole phase diagram, (b)partially enlarged part

在不同制度热处理后的 GH4151 合金块料上取样,

并按照 GB/T 229 金属材料夏比摆锤冲击试验方法要求加工 U 型冲击试样,试样外廓尺寸为 $55\text{mm}\times 10\text{mm}\times 10\text{mm}$,然后在带示波冲击的 NI300C 型试验机上进行室温示波冲击实验,通过测力传感器和智能数据采集系统,可实时采集冲击过程的力-时间曲线,除测量冲击功外,还可测量冲击速度、特征载荷、偏转等。

对室温冲击测试后的 GH4151 合金样品进行显微组织分析。金相组织观察在徕卡 DM750M 型金相显微镜进行,晶粒尺寸统计按照 ASTM E112 中截线法,金相组织需要进行化学腐蚀,腐蚀剂配方为: 3g CuCl_2 +20mL HCl +30mL $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ 。析出相的形貌在扫描电镜 (Scanning Electron Microscope, SEM) 下采用二次电子 (Secondary Electronic, SE) 和背散射电子 (Backscattered Electron, BSE) 模式观察而晶界特征则采用电子背散射衍射 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 分析,以上均在 SEM4000PRO 场发射扫描电子显微镜进行,分析前将机械磨抛后的试样先进行电解抛光,然后进行电解腐蚀,电解抛光在 20 mL H_2SO_4 +80mL CH_3OH 溶液中进行(电压值 20V, 时间 3~5s),然后用大量清水迅速冲洗表面,并用酒精清洗表面、吹干;吹干后的样品在 15mg CrO_3 +150mL H_3PO_4 +15mL H_2SO_4 溶液中电解腐蚀(电压值 4~5V, 时间 3~5 s),然后采用大量清水迅速冲洗表面,并用酒精清洗表面、吹干。对于 EBSD 分析的试样仅对磨抛后的样品进行电解抛光,抛光溶液为 20 mL H_2SO_4 +80mL CH_3OH (电压值 20 V, 时间 3~5 s),然后用大量清水迅速冲洗表面,并用酒精清洗表面、吹干后观察。通过场发射扫描电镜拍摄的析出相照片,采用 Photoshop、Image ProPlus 和 Origion 软件对 γ' 相的等效直径和面积分数进行统计分析。采用 FEI FX20 透射电镜 (Transmission Electron Microscope, TEM) 对晶界析出相进行形貌观察、透射电镜下的能谱 (Energy Dispersive Spectrometer, EDS) 分析和选区电子衍射 (Selected Area Electron Diffraction, SAED) 分析,透射样品制备时先切取厚度 0.3mm 薄片,用砂纸打磨至厚度约 $50\mu\text{m}$ 后使用质量分数 10% 的高氯酸酒精溶液进行电解双喷,获得透射样品。

2 结果与分析

2.1 不同固溶温度下一次 γ' 相分布与晶粒尺寸变化

图 2 为不同温度固溶+两阶段时效热处理后 GH4151 合金一次 γ' 相(图中黑色衬度颗粒相,如中箭头所示)的分布变化情况,其中右列为左列的放大倍数照片;图 3 为定量统计获得的不同固溶温度下一次 γ' 相含量(面积百分数)和等效球直径 (Equivalent Spherical Diameter, ESD) 的变化情况,由于一次 γ' 相的形状不规则,因此用

等效球直径表示。1 从图 2 和图 3 可知,随着固溶温度 ($\leq 1150^{\circ}\text{C}$) 的升高,一次 γ' 相的含量逐渐降低,但等效球直径变化很小;当固溶温度 $\geq 1160^{\circ}\text{C}$ 时,一次 γ' 相基本完全回溶。图 4 和图 5 分别为 GH4151 合金经不同温度固溶处理后的金相组织照片和平均晶粒尺寸变化,由图可知,随着固溶温度升高,平均晶粒尺寸不断增大,晶粒尺寸的不均匀性增加。

综合图 2~图 5 可知,当固溶温度从 1090°C 升到 1140°C 时, GH4151 合金的一次 γ' 相含量由接近 20% 显著降低至 3.1%;当固溶温度升高至 1150°C 时,一次 γ' 相含量下降至 1%,且一次 γ' 相间距越来越大,分布也越来越不均匀;当固溶温度 $\geq 1160^{\circ}\text{C}$ 后,一次 γ' 相完全回溶。与一次 γ' 相含量相对应, GH4151 合金的平均晶粒尺寸在 $1090^{\circ}\text{C} \sim 1140^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后缓慢长大,且都为均匀细晶组织;当固溶温度 $\geq 1140^{\circ}\text{C}$ 后,平均晶粒尺寸明显增加。固溶温度与一次 γ' 相含量、平均晶粒尺寸之间强烈的关联性,源于一次 γ' 相对晶界的“钉扎”作用,即在晶粒长大过程中,一次 γ' 相对晶界迁移起到“钉扎”阻碍作用,会阻碍晶粒的长大;随着固溶温度升高,一次 γ' 相逐渐回溶、含量减少、分布间距也增大,对晶界的“钉扎”阻碍作用也变小,晶粒逐渐长大,晶粒尺寸的不均匀性也增加;当固溶温度升高到 1160°C 后,一次 γ' 相完全回溶,对晶界的“钉扎”作用消失,晶粒迅速长大,变成不均匀的粗晶组织。

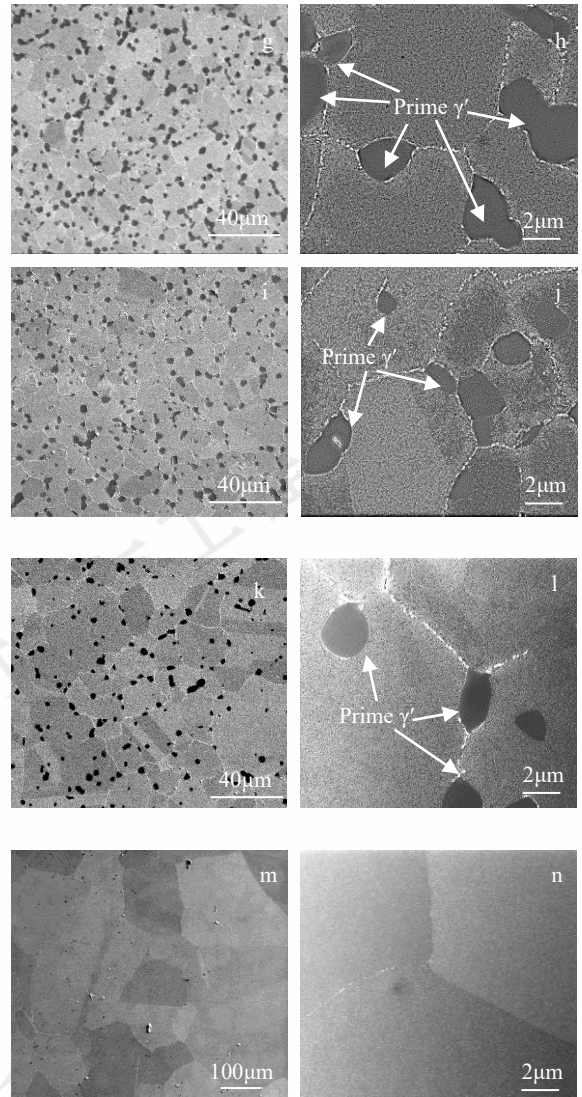
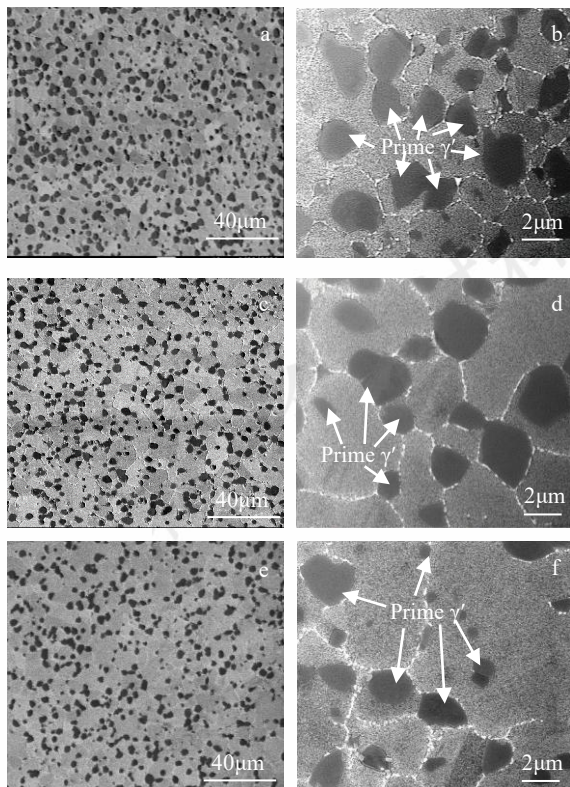


图2 不同温度固溶+两阶段时效热处理后的一次 γ' 相分布
Fig.2 Distribution of primary γ' phase under different annealing solution and two-stage aging heat treatment:(a)~(b) 1090°C , (c)~(d) 1110°C , (e)~(f) 1120°C , (g)~(h) 1130°C , (i)~(j) 1140°C , (k)~(l) 1150°C , (m)~(n) 1160°C

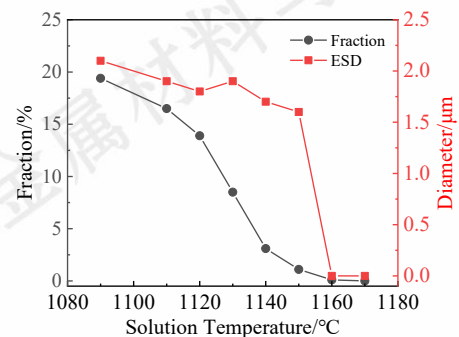


图3 一次 γ' 相含量和等效球直径随固溶温度增加的变化

Fig.3 Area fraction change and ESD changes of primary γ' phase with the increase of solution temperature

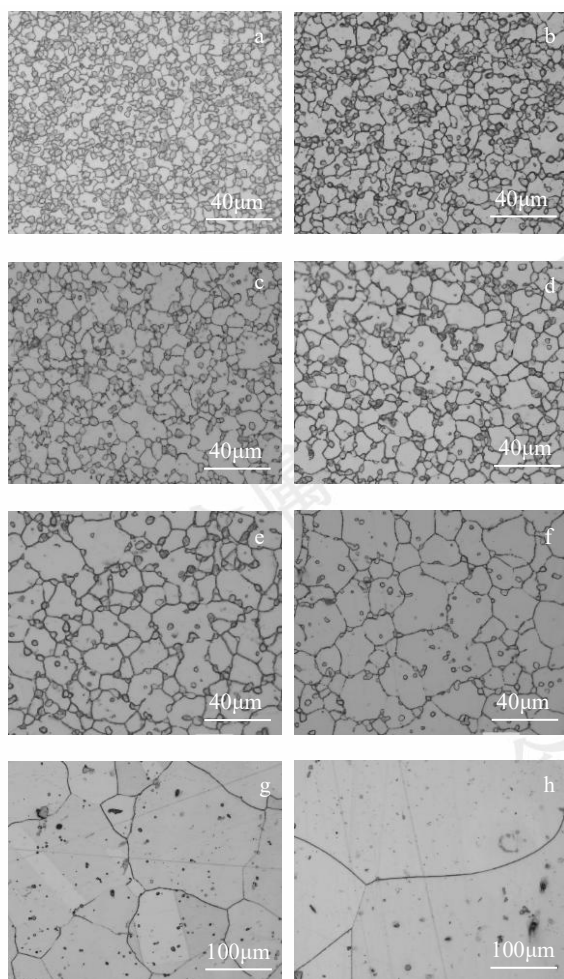


图 4 不同固溶温度处理后的金相组织照片

Fig.4 Metallurgical images at different solution temperatures: (a)1090°C, (b)1110°C, (c)1120°C, (d)1130°C, (e)1140°C, (f)1150°C, (g)1160°C, (h)1170°C

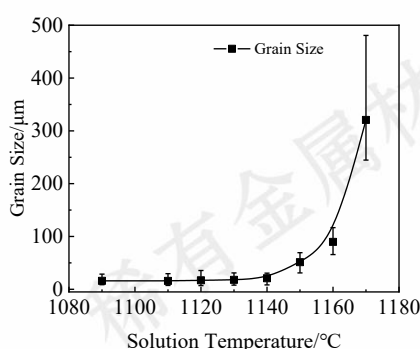


图 5 不同固溶温度处理后的晶粒尺寸变化

Fig.5 Grain size change with the increase of solution temperature

2.2 典型固溶态和时效态显微组织特征

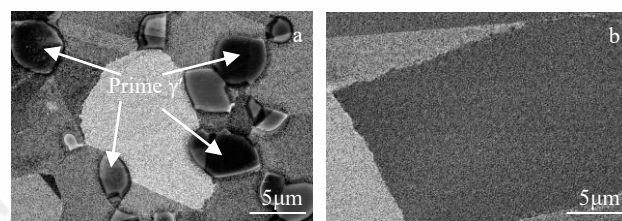


图 6 亚固溶态和过固溶态 GH4151 合金的背散射照片

Fig.6 BSE images of samples which were subsolvus solutioned at (a)1130°C and supersolvus solutioned at (b) 1170°C respectively

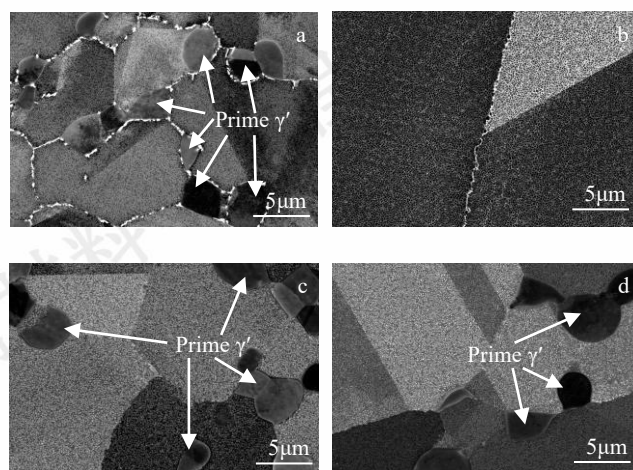


图 7 不同热处理态 GH4151 合金的背散射照片

Fig.7 BSE images of different heat-treated samples:

- (a) 1130°C-solutioned sample after two-stage aging,
- (b) 1170°C-solutioned sample after two-stage aging,
- (c) 1130°C-solutioned sample after 0.5h-aging at 850°C,
- (d) 1130°C-solutioned sample after 6h-aging at 760°C

图 6 为仅 1130°C 固溶态(图 6(a))和仅 1170°C 固溶态(图 6(b))样品的晶界及晶内析出相的背散射扫描电镜照片, 图中箭头所指为一次 γ' 相。由图 6(a)可知, 仅 1130°C 亚固溶态下, 晶界附近分布着未回溶一次 γ' 相; 由图 6(b)可知, 仅 1170°C 过固溶态下, 一次 γ' 相完全回溶。但无论是仅 1130°C 亚固溶态还是仅 1170°C 过固溶态, 晶界上只存在细小二次 γ' 相颗粒, 未观察到其它颗粒相。

如图 7(a)和图 7(b)所示, 分别为 1130°C 和 1170°C 固溶再经两阶段时效处理(850°C/6h/空冷+760°C/16h/空冷)后的样品, 除图 7(a)中箭头所指的一次 γ' 相, 两种热处理态的晶界上都有密集析出呈白色衬度的颗粒相。如图 7(c)和图 7(d)所示, 1130°C 固溶的样品再分别经 850°C/0.5h/空冷和 760°C/6h/空冷两种单阶段时效处理后, 依然有图中箭头所指的一次 γ' 相, 但与仅 1130°C 和仅 1170°C 固溶相似, 晶界上却未发现白色衬度颗粒相。综合图 6 和图 7 的不同热处理的背散射照片可知, 固溶热处理后要经过一定时效温度和时效时间保温后, 才会

在晶界析出白色衬度的颗粒相,需要对晶界析出的白色衬度颗粒相进行了进一步的分析。

结合图1的热力学相图计算可知,该成分下GH4151合金的主要相包括:基体 γ 相、较大质量分数的 γ' 相- $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ 、MC碳化物、 M_{23}C_6 碳化物、 μ 相等。在热力学平衡态下,MC碳化物在1308℃左右凝固析出, M_{23}C_6 碳化物在860℃左右开始析出; γ' 相为主要沉淀析出强化相,初始析出温度达1167℃;合金在低于954℃下存在拓扑密堆相(TCP相) μ 相。根据前期研究^[3,4],TCP相主要在晶界析出, M_{23}C_6 相也析出于晶界。实际固溶+时效热处理时,在第一阶段时效(850℃/6h/空冷)后,晶界 M_{23}C_6 相及TCP相充分析出,但晶界 M_{23}C_6 相室温下约为0.91%左右,拓扑密堆相(TCP相) μ 相的室温含量可达6.74%。综合判断,固溶+双阶段时效热处理后晶界白色颗粒相可能主要为TCP相及少量 M_{23}C_6 。进一步的晶界析出相结构和成分分析,将结合透射电镜在2.4节进行。

2.3 不同热处理条件下的冲击性能

由图8不同热处理条件下GH4151合金试样在冲击试验机上测得的室温冲击韧性可知,对于仅固溶态样品,当固溶温度在1090℃~1110℃时,冲击韧性小于60J·cm⁻²;当固溶温度在1110℃~1150℃之间,随着固溶温度的升高,冲击韧性缓慢增大,但都小于70J·cm⁻²;但当固溶温度超过1150℃后,随固溶温度的升高,冲击韧性迅速升高,仅1170℃固溶后的冲击韧性超过80J·cm⁻²,这种现象与平均晶粒尺寸随固溶温度的变化规律(图5)一致,即冲击韧性值随平均晶粒尺寸的增大而增大。但是,当相同固溶热处理后的试样经两阶段时效处理后,无论粗晶还是细晶合金的冲击韧性都显著降低至较低水平,对应的由仅固溶态的50~80J·cm⁻²之间,显著下降至固溶+两阶段时效态的20~31J·cm⁻²之间。结合2.2节中的分析,经两阶段时效处理后的冲击韧性的显著降低,与时效热处理过程中晶界析出相的大量析出可能有一定关联性。

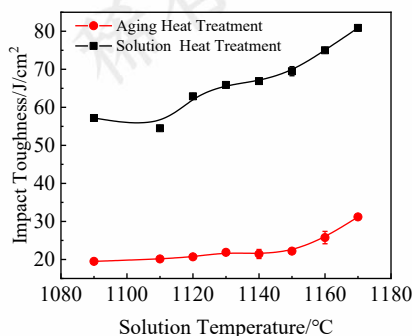


图8 不同热处理条件下的冲击韧性变化

Fig.8 Impact toughness changes under different heat treatments

2.4 冲击性能与晶界特性及晶界析出相的关联性分析

图9为GH4151合金典型热处理条件下的示波冲击曲线,由图可知,仅固溶热处理和固溶+两阶段时效处理的冲击韧性变化,可以用载荷-位移冲击曲线的变化完全体现。根据断裂力学理论,发生冲击断裂的过程可定性分为三个阶段,分别为裂纹形成阶段、裂纹稳定扩展阶段和裂纹非稳定扩展阶段。但实际分析时,三个阶段与图9中的示波冲击曲线对应不够确切。因此,结合传统的弹塑性变形理论,可将冲击功分为三个部分^[30-31],由以下公式表示:

$$A_k = E_e + E_p + E_c$$

其中, E_e 为弹性变形功,是冲击载荷-位移曲线的起始点至屈服载荷(P_y)的曲线与横轴位移包围的面积(图9中各图的E区); E_p 为塑性变形功,是冲击载荷-位移曲线的 P_y 至最大载荷(P_m)的曲线与横轴位移包围的面积(图9中各图的P区); E_c 为撕裂功,是冲击载荷-位移曲线 P_m 至载荷终止的曲线与横轴位移包围的面积(图9中各图的N区)。需要说明的是,由于示波冲击曲线测试时的波动性,文中 P_m 以曲线名义最大值代替。式中 $E_e + E_p$ 与塑性切变区域的产生和扩展相关,代表着裂纹形成的难易程度; E_c 与裂纹的扩展相关,代表阻碍裂纹扩展的能力。

对比图9(a)和图9(b)可知,图9(b)冲击载荷-位移曲线的三个区域(E区、P区和C区)的面积都大于图9(a)的三个区域面积,即仅1170℃固溶热处理后的 E_e 、 E_p 和 E_c 三个阶段的冲击功均大于仅1130℃固溶热处理。在试验条件的仅固溶热处理态下,图9(b)中 $E_e + E_p$ 的面积大于图9(a),说明固溶温度越高,平均晶粒尺寸越大,室温冲击测试时更难形成裂纹;图9(b)中 E_c 的面积大于图9(a),说明高固溶温度下的粗晶合金在室温冲击测试下抵抗裂纹扩展的能力更大,因此仅1170℃固溶热处理的冲击韧性值显著提高,与图8结果一致。

对比图9(c)和图9(d)可知,固溶热处理后的样品都增加相同的两阶段时效热处理,1130℃固溶+两阶段时效热处理与1170℃固溶+两阶段时效热处理的样品相比,图9(c)中 E_c 的面积基本为零,仅有 $E_e + E_p$ 区域,说明1130℃固溶+两阶段时效热处理后GH4151合金基本无抵抗裂纹扩展的能力,裂纹萌生后很快断裂;而1170℃固溶+两阶段时效热处理的样品,虽然断裂韧性也显著降低,但由于平均晶粒尺寸较大,冲击载荷下弹塑性变形的三个阶段都存在,且 $E_e + E_p$ 区域和 E_c 的面积都比1130℃固溶+两阶段时效热处理后的大,因此1170℃固溶+两阶段时效热处理的冲击韧性

值更高, 也符合图 8 中的结果。

分别对比图 9(a)、图 9(b)和图 9(c)、图 9(d), 可得出, 无论在 1130℃ 还是 1170℃ 固溶条件下, 一旦 GH4151 合金进行两阶段时效热处理后, E_c 、 E_p 和 E_c 三个阶段的面积都显著下降, 因此固溶+两阶段时效热处理样品的冲击韧性都比仅固溶热处理显著降低, 与图 8 规律一致。

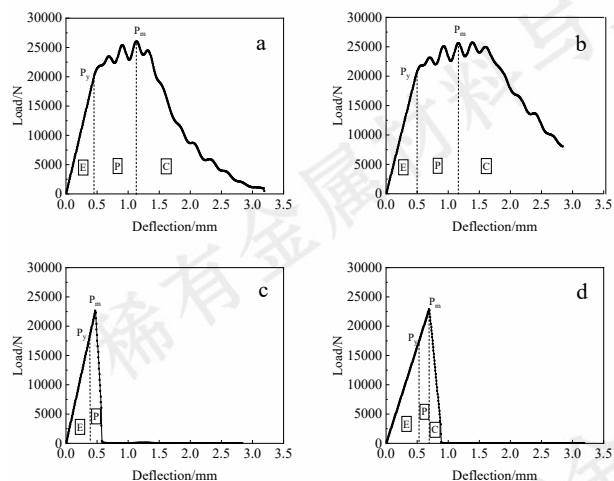


图 9 不同热处理条件下的示波冲击曲线:

(a) 1130℃ 固溶; (b) 1170℃ 固溶;

(c) 1130℃ 固溶+两阶段时效; (d) 1170℃ 固溶+两阶段时效

Fig.9 The oscilloscope impact curves under different heat treatments:

(a)solutioned at 1130℃, (b) solutioned at 1170℃,

(c)1130℃-solutioned sample after two-stage aging,

(d) 1170℃-solutioned sample after two-stage aging

图 10 为典型热处理制度下的冲击断口形貌。对于仅固溶处理的冲击断口, 如图 10(a)~(b)为仅 1130℃ 固溶时的室温冲击断口形貌, 其中图 10(b)为图 10(a)的放大, 该热处理态下为均匀细晶组织, 断口以穿晶解理断口为主; 如图 10(c)~(d)为仅 1170℃ 固溶时的室温冲击断口形貌, 其中图 10(d)为图 10(c)的放大, 该热处理态下为粗晶组织, 断口特征为穿晶解理和局部韧窝断口的结合。对于固溶+两阶段时效处理的冲击断口, 如图 10(e)~(f)为 1130℃ 固溶+两阶段时效处理后的室温冲击断口形貌, 其中图 10(f)为图 10(e)的放大, 呈现沿晶脆性断口及穿晶脆性断口为主的混合断口特征; 如图 10(g)~(h)为 1170℃ 固溶+两阶段时效处理后的室温冲击断口形貌, 其中图 10(h)为图 10(g)的放大, 断口为典型的沿晶脆性断口, 由于 1170℃ 下晶粒较粗大, 断口呈明显的“冰糖”状。上述冲击断口的特征演化, 与图 9 中不同热处理制度下的示波冲击曲线变化规律一致。

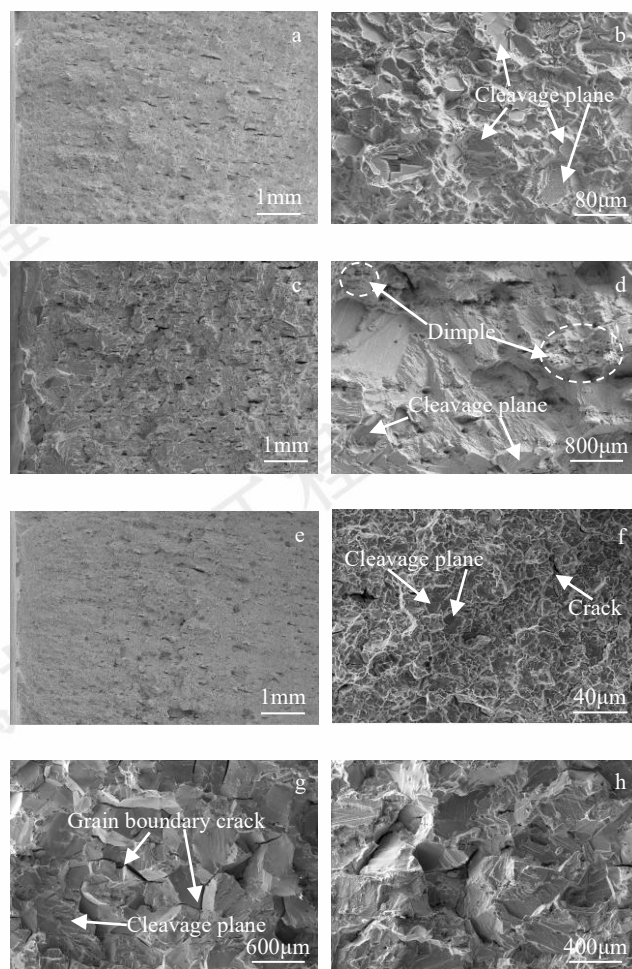


图 10 不同热处理条件下的冲击断口形貌

Fig.10 Morphology of impact fracture surface under different heat treatments: (a)~(b)solutioned at 1130℃, (c)~(d)solutioned at 1170℃,

(e)~(f)1130℃-solutioned sample after two-stage aging,

(g)~(h)1170℃-solutioned sample after two-stage aging

图 11 和图 12 分别为 GH4151 合金典型固溶热处理和固溶+两阶段时效热处理后的 EBSD 分析。其中, 图 11(a)、图 11(c)和图 12(a)、图 12(c)为晶粒取向分布图。图 11(b)、图 11(d)和图 12(b)、图 12(d)为大角度晶界、小角度晶界、重位点阵晶界(Coincident Site Lattice, CSL)在晶粒间的分布情况, 白线为 2°~15°小角度晶界, 红线、绿线、蓝线、橙线和黄色线分别表示 $\Sigma 3$ 、 $\Sigma 5$ 、 $\Sigma 7$ 、 $\Sigma 9$ 和 $\Sigma 11$ 等不同类型的重位点阵(Coincident Site Lattice, CSL)晶界, 从图中可看出重合点阵晶界基本上都是 $\Sigma 3$ 晶界, 其它类型的 CSL 晶界占比很少, 故未列入统计。表 2 为不同固溶态和固溶+两阶段时效态的 GH4151 合金晶界占比统计。

表 2 不同热处理的 GH4151 合金晶界占比统计

Table 2 Percentages of different types of grain boundaries under different heat treatments

Heat treatment	2~15°	15~55°	$\Sigma 3$	Impact toughness ($\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$)
1130°C/4h/AC	7.94%	59.20%	32.86%	65.9
1170°C/4h/AC	6.95%	43.94%	49.11%	80.9
1130°C/4h/AC +two-stage aging	13.27%	56.10%	30.63%	21.9
1170°C/4h/AC +two-stage aging	5.50%	56.67%	37.83%	31.2

研究表明^[23,24], 重位点阵晶界对裂纹的扩展能够起到一定的偏转作用, 从而能通过阻碍裂纹的扩展提高材料的韧塑性。由图 11 和表 2 可知, 仅 1170°C 固溶处理后的 $\Sigma 3$ 孪晶界占比仅 1130°C 固溶热处理后的高, 这与仅 1170°C 固溶处理后冲击韧性的数值较高是一致的, 该情况也与仅 1170°C 固溶处理后晶粒尺寸增大, 总晶界数量减少相关。由图 12 和表 2 可知, 对于不同固溶+两阶段时效态的样品, 固溶温度对其 $\Sigma 3$ 孪晶界占比、冲击韧性值的影响与仅固溶态基本一致。但通过表 2 的对比相同固溶温度下两阶段时效处理前后的冲击韧性值和 $\Sigma 3$ 孪晶界占比的变化, 可发现经过两阶段时效处理后, 1130°C 和 1170°C 固溶下冲击韧性值分别下降了 66.8% 和 61.4%, 而对应的 $\Sigma 3$ 孪晶界占比仅下降了 6.79% 和 22.97%, 冲击韧性值降低的幅度远大于 $\Sigma 3$ 孪晶界占比降低的幅度。综上, 对于 GH4151 合金而言, $\Sigma 3$ 孪晶界占比降低, 会影响冲击韧性的变化^[23,24]; 但与前文中的晶粒尺寸和晶界析出相对冲击韧性的影响相比, $\Sigma 3$ 孪晶界与冲击韧性的关联性较小。

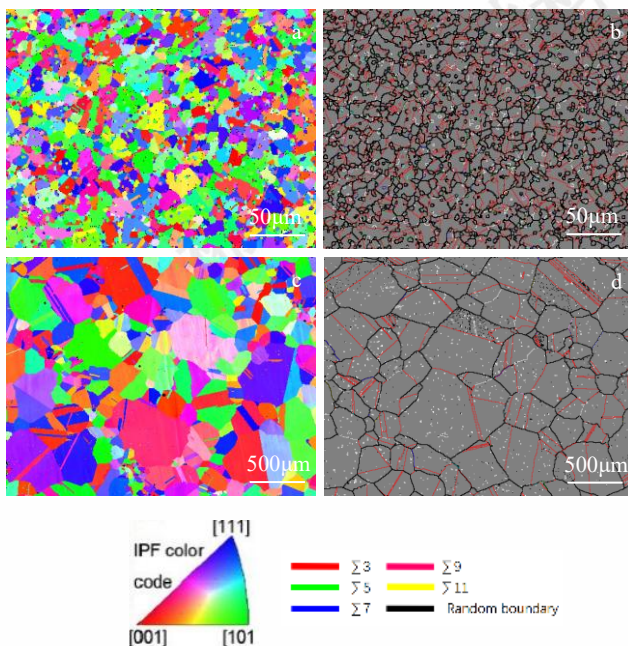


图 11 不同固溶处理条件下的 EBSD 分析

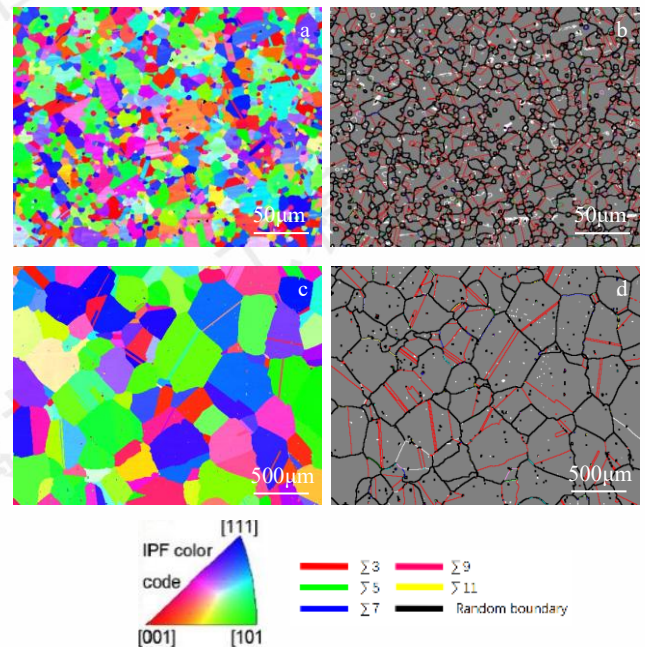
Fig.11 EBSD analysis under different solution heat treatment: (a) grain orientation distribution(1130°C), (b) Σ CSL grain boundary distribution(1130°C), (c) grain orientation distribution(1170°C), (d) Σ CSL grain boundary distribution(1170°C)

图 12 不同固溶温度+两阶段时效处理条件下 EBSD 分析

Fig.12 EBSD analysis under different annealing solution and two-stage aging heat treatment: (a) grain orientation distribution(1130°C), (b) Σ CSL grain boundary distribution(1130°C), (c) grain orientation distribution(1170°C), (d) Σ CSL grain boundary distribution(1170°C)

图 13 为 1130°C 固溶+两阶段时效热处理的 GH4151 样品在晶界附近的透射电镜下 EDS 元素面分析结果, 由图可知, 晶界上存在富含 Mo、Nb、W 元素的颗粒相和少量富 Cr 元素的颗粒相。在此基础上, 在 TEM 下对这些晶界析出相开展进一步结构分析。

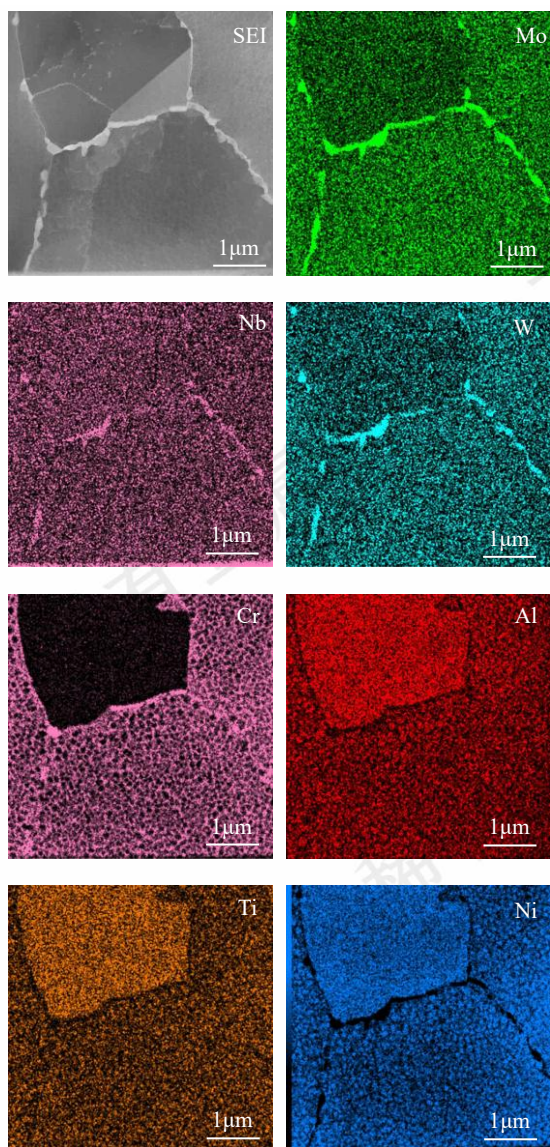


图 13 1130°C固溶+两阶段时效热处理后的 EDS 元素分布图

Fig.13 EDS mapping images of grain boundary in the 1130°C-solutioned and two-stage aged sample

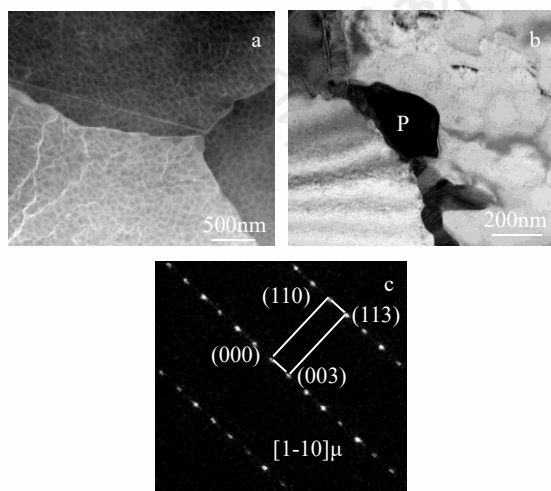
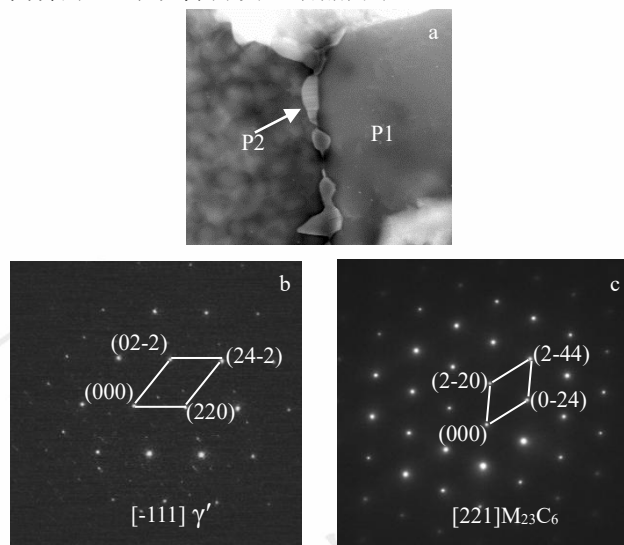


图 14 仅 1130°C固溶和固溶+两阶段时效热处理后晶界析出相形貌和 SAED 图谱

Fig.14 Morphology and SAED patterns of precipitates at grain boundary under different heat treatment:(a) solutioned at 1130°C, (b) annealing solution at 1130°C and two-stage aging,(c) SAED patterns of μ phase

图 14 为仅 1130°C固溶和固溶+两阶段时效热处理后的 GH4151 合金晶界析出相形貌和对应的 SAED 图谱。其中, 图 14(a)为仅 1130°C固溶热处理后的晶界附近透射电镜照片, 视场为三叉晶界, 同时受放大倍数限制, 在该视场下晶界呈现未见析出相的纯 γ 相, 而晶内可见颗粒状的 γ' 析出相。实际上, 如图 6(a)所示, 降低放大倍数后, 在 1130°C固溶态下, 晶界仍可见一定比例的一次 γ' 相。图 14(b)为 1130°C固溶+两阶段时效热处理后的晶界析出相形貌, 由图可知, 经过两阶段时效热处理后, 晶界上析出了大颗粒的深色相 (P 位置)。经过对选定区域 P 处的 SAED 标定, 可确认深色颗粒相为 μ 相, 如图 14(c)所示。 μ 相一种在高合金化镍基合金的晶界析出的拓扑密堆相(TCP 相), 这种相一般硬而脆, 当它大量沿晶界析出时易造成应力集中, 导致材料发生沿晶开裂。

图 15 1130°C固溶+两阶段时效处理后晶界析出相形貌和 SAED 图谱:(a) 晶界相组织;(b) 一次 γ' 相衍射谱;(c) $M_{23}C_6$ 衍射谱Fig.15 Morphology and SAED patterns of precipitates at grain boundary after annealing solution at 1130°C and two-stage aging:(a) morphology of precipitates, (b) SAED patterns of primary γ' , (c)SAED patterns of $M_{23}C_6$

如图 15 所示, 对 1130°C固溶+时效热处理后的样品开展了进一步的电子衍射分析。图 15(a) 的 P1 位置为一次 γ' 相, 图 15(b) 的 P2 点为 $M_{23}C_6$ 碳化物的选区衍射斑点, 结合图 14 说明, 经过固溶+两阶段时效热处理后 GH4151 合金晶界连续析出的颗粒相除 μ 相外, 还有 $M_{23}C_6$ 碳化物。这与图 13 中的透射电镜下

的 EDS 分析的晶界析出相成分分布相印证。

综上,对于室温冲击性能,细晶组织的晶界占比更高,提供了更多的裂纹扩展通道,导致细晶材料的冲击韧性较低;同时,两阶段时效处理时 μ 相和 $M_{23}C_6$ 碳化物会沿晶界协同析出,对裂纹扩展有强烈的促进作用;以上两种不利因素叠加,导致具有晶界析出相的细晶材料冲击韧性更低。最终导致 GH4151 合金在 1130℃ 亚固溶+双阶段时效热处理后冲击韧性大幅下降。

3 结论

(1)随着固溶温度的升高, GH4151 合金一次 γ' 相的含量逐渐降低,平均晶粒尺寸逐渐增大。相图计算和透射电镜分析表明,该合金晶界上不仅会析出 $M_{23}C_6$ 碳化物,还会析出较多的 μ 相。

(2)对于仅固溶热处理的 GH4151 合金,其示波冲击曲线表明,在冲击载荷下,仅固溶热处理合金的弹性变形功 E_e 和塑性变形功 E_p 都较高,抵抗裂纹萌生的能力较强;同时,仅固溶热处理合金的撕裂功 E_c 也比较高,抗裂纹扩展能力较好;因此,仅固溶热处理后的冲击断口为穿晶、韧性断裂,冲击韧性较高,达 50~80 J·cm⁻²。但经固溶+两阶段时效处理后, GH4151 合金的弹性变形功 E_e 和塑性变形功 E_p 均降低,甚至较低温度固溶(例如 1130℃)+两阶段时效处理后,撕裂功 E_c 接近零;因此,两阶段时效处理后的冲击断口为沿晶、脆性断裂,冲击韧性大幅降低,仅有 20~31 J·cm⁻²。

(3)显微组织分析表明,不同热处理制度下, GH4151 合金的冲击韧性随平均晶粒尺寸的增大而增大,但与晶界特征的关联性较小。**两阶段时效热处理**后冲击韧性大幅降低的主要原因是晶粒细化和时效过程中晶界 μ 相及 $M_{23}C_6$ 相的协同析出。

参考文献 References

- [1] Liu Daxiang(刘大响). *Materias Engineering*(材料工程)[J],2017,45(10):1.
- [2] He Qian(何谦), Wang Weiwei(王巍巍). *Aerospace Power*(航空动力)[J],2018(01):19.
- [3] Dou Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Dong Jianxin(董建新) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2019,55(09):1115.
- [4] Bi Zhongnan(毕中南), Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2013,42(5):919.
- [5] Tan Yuanguo, Liu Fang, Zhang Anwen et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2019,32:1298.
- [6] Li Xinxu, JIA Chonglin, YU Ang et al. *Journal of Wuhan University of Technology(Materials Science)*[J],2023,38(04):903.
- [7] Jia Lei(贾雷), Cui Heng(崔衡), Yang Shufeng(杨树峰) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J],2023,33(09):2873.
- [8] Tan Yuanguo(谭远过). *Investigation of Solidification and High-Temperature Deformation Behavior of Ni-base Alloy ㉑K151*(新型镍基高温合金 ㉑K151 凝固偏析及高温变形行为研究)[D]. He Fei:University of Science and Technology of China,2019.
- [9] Gai Yongchao(盖永超), Zhang Rui(张瑞), Zhou Zijian(周子荐) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2024,53(01):159.
- [10] Liu Jianjun(刘建军), Wei Baolin(魏保林), Jia Zhi(贾智) et al. *Journal of Lanzhou University of Technology*(兰州理工大学学报)[J],2023,49(06):28.
- [11] Luo Junpeng(罗俊鹏), Liu Zhiling(刘志凌), Lv Shaomin(吕少敏) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J],2025,1.
- [12] Xu Zhiqiang(徐志强), Yang Shufeng(杨树峰), Zhao Peng(赵朋) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J],2022,34(06):588.
- [13] Liu Zhiling(刘志凌), Meng Xinyu(孟新宇), Lv Shaomin(吕少敏) et al. *Special Steel*(特殊钢)[J],2025,1.
- [14] Zhong Jia(钟佳), Wang Fa(王法), Jiang He(江河) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2025,1.
- [15] Wang Fa(王法), Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2023,59(06):787.
- [16] Cui Tianliang(崔天亮), Xie Xingfei(谢兴飞), Wen Xiaocan(温晓灿) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],2025,1.
- [17] Wang Fai(王法), Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2023,52(01):245.
- [18] Heng Yabo(衡亚博). *Study of thermal deformation behavior and dynamic recrystallization mechanism of as-cast GH4151 alloy*(铸态 GH4151 合金的热变形行为及动态再结晶机制研究)[D].Lan Zhou: Lanzhou University of Technology,2023.
- [19] Li Yusheng(李育升), Song Keyang(宋珂阳), Yu Kai(于凯) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J],2023,44(04):102.
- [20] Cai Jin(蔡晋), Yang Yinjinzhe(杨尹晋哲), Lv Shaomin(吕少敏) et al. *China Metalforming Equipment & Manufacturing Technology*(锻压装备与制造技术)[J],2025,60(03):108.
- [21] Jia Lihui(贾丽慧), Li Yongliang(李永亮). *Nonferrous Metals*

- Science and Engineering*(有 色 金 属 科 学 与 工 程)[J],2020,11(01):34.
- [22] Di Zhongqi(邸忠启), Xu Lin(徐林), Li Sukun(李素坤) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],1976,(02):214.
- [23] Denis J M, Hélène G, Françoise A L G *et al. Materials Science Forum*[J],2018,941245.
- [24] Xu W, Ferry M, Wang Y. *Materials Science & Engineering A*[J],2004,390(1):326.
- [25] Yang C, Luan Y, Li D *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J],2019,35(07):1298.
- [26] Chen Guosheng(陈国胜), Zhou Dianhua(周奠华), Cao Meihua(曹美华) *et al. Journal of Shanghai Iron and Steel Research*(上海钢研)[J],2004(04):51.
- [27] Liu Fang(刘芳), Sun Wenru(孙文儒), Yang Shulin(杨树林) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J],2008,(03):230.
- [28] Guo Jianting(郭建亭), Zhang Jinyan(张金岩), Huang Rongfang(黄荣芳) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J],1985,(06):1-6+105.
- [29] Shen Jialin(申佳林), Wei Xianyi(韦贤毅), Xu Pingwei(徐平伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2019,48(05):1467.
- [30] Li Xiaotao(李 小 陶). *Physical Testing and Chemical Analysis(Part A:Physical Testing)*(理化检验(物理分册))[J],2020,56(10):18.
- [31] Yu Zaisong(于在松), Fan Changxin(范长信), Liu Jiangnan(刘江南) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J],2008,(05):617.

Effects of Microstructure Characteristics on Impact toughness of GH4151 alloy

Tang Chao^{1,2,3}, Liu Jie², Luo Junpeng⁴, Zhang Maicang⁵, Xie Xingfei^{2,3}, Zhang Ji^{1,3}

(1. Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, China)

(2. Sichuan Gaona Forging Co., Ltd., Deyang 618000, China)

(3. Beijing CISRI-Gaona Material & Technology Co., Ltd., Beijing 100081, China)

(4. AECC South Industry Co., Ltd., Zhuzhou 412002, China)

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

Abstract: Series oscilloscope impact tests were conducted for GH4151 alloy under different heat treatment parameters, then microstructure characteristics and grain boundary properties were investigated by using phase diagram calculation, precipitates and EBSD analysis by SEM and detailed phase structure determined by TEM, the relationship between microstructure evolution and impact toughness of GH4151 alloy was systematically studied. The results show that the percentage of primary γ' phase gets lower with the increasing of annealing solution temperature, while the average grain size gets greater. The JMat Pro results depict that for GH4151 alloy there exists a certain amount of μ phase, a type of TCP phase, at the grain boundary, besides the secondary carbides of $M_{23}C_6$. Oscilloscope impact tests show that the crack initiation energy including elastic deformation energy and plastic deformation energy and the propagation energy for annealing solutioned specimens were all greater than that of annealing aged ones, resulting the good resistance of crack initiation and propagation and good property of impact toughness. and the impact toughness gets lower when the specimens were annealing aged due to the smaller crack initiation energy and propagation energy. Further microstructure analysis by TEM shows that the tested impact toughness values were increased with the increase of average grain size and had little relationship with the properties of grain boundary. The main reasons that the sharp decrease of impact toughness for annealing aged specimens were the finer grain size and $M_{23}C_6$ carbides and μ phase precipitate at the grain boundary.

Key words: GH4151 Alloy; Microstructure characteristics; Precipitate; Impact toughness

Corresponding author: Tang Chao, Ph. D., Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62184622, E-mail: tangchao5543@163.com