

冷却方式对热连轧 GH4169 合金组织与蠕变行为的影响

Influence of Cooling Methods on Microstructure and Creep Behaviors of HCR-GH4169 Alloy

田素贵¹, 李振荣^{1,2}, 赵忠刚¹, 陈礼清³, 刘相华³

(1 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110870;

2 辽宁大学 轻型产业学院, 沈阳 110036;

3 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110004)

TIAN Su-gui¹, LI Zhen-rong^{1,2}, ZHAO Zhong-gang¹,

CHEN Li-qing³, LIU Xiang-hua³

(1 School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China; 2 College of Light Industry, Liaoning University, Shenyang 110036, China; 3 State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeast University, Shenyang 110004, China)

摘要: 通过对不同方式冷却的热连轧 GH4169 合金进行直接时效处理、蠕变性能测试和组织形貌观察, 研究了冷却方式对热连轧 GH4169 合金的组织结构与蠕变行为的影响。结果表明: “水冷”HCR-GH4169 合金经直接时效后, 其组织由细小晶粒组成, 大量细小 γ' 、 γ'' 相在晶内弥散析出, 可提高合金蠕变抗力, 而“空冷”热连轧合金晶粒尺寸较大, 且在基体中析出的 γ' 、 γ'' 两相的数量明显减少; 在实验条件下, “水冷”热连轧合金经直接时效后具有较好的蠕变抗力和较长的蠕变寿命; 热连轧及直接时效合金在蠕变期间的变形机制是位错在基体中发生单、双取向滑移和孪晶变形, 在蠕变后期, 裂纹在晶界处萌生和扩展, 并发生沿晶断裂是合金的蠕变断裂机制。

关键词: 热连轧 GH4169 合金; 冷却方式; 组织结构; 蠕变; 变形机制

中图分类号: TG136.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2012)10-0001-07

Abstract: By means of direct aging treatment, creep properties measurement and microstructure observation, the influence of cooling methods on microstructure and creep behaviors of HCR-GH4169 alloy has been investigated. Results show that, after directly aged treated, the “water cooling” HCR-GH4169 alloy possesses the fine grains in size, and significant amount of the γ' , γ'' phases are dispersedly precipitated within the grain, which can enhance the creep resistance of the alloy. However, the bigger grain in size is displayed within the “air cooling” HCR-GH4169 alloy in which the amount of γ' , γ'' phases decrease. Under the experimental condition, the “water cooling” HCR-GH4169 alloy possesses the longer creep lifetime. The deformation mechanisms of the direct aged HCR-GH4169 alloy are the twinning deformation and single or double orientations slipping of dislocations activated in the matrix. In the later stage of creep, the initiation and propagation of the cracks along the grain boundaries occur to promote the intergranular fracture of the alloy, which is thought to be the fracture mechanism of the HCR-GH4169 alloy during creep.

Key words: HCR-GH4169 alloy; cooling method; microstructure; creep; deformed mechanism

随着航空工业的发展, 对航空结构件的完整性、可靠性和耐久性提出了更高的要求, 同时, 由于使用材料在中、高温条件下服役时, 不可避免地发生蠕变现象, 并直接影响到合金的使用寿命, 因此, 对所用材料的蠕

变性能也提出了高可靠度要求, 尤其对涡轮盘的使用温度提出了更高的要求^[1-3]。GH4169 合金是一种时效硬化型 Ni 基变形高温合金, 其组织结构主要由 γ 基体、 γ' 、 γ'' 相和碳化物组成^[4-6], 且具有良好的抗热疲

劳、抗氧化、抗辐射和冷、热加工性能,是制备航空发动机涡轮盘构件的主要材料之一^[7-9]。GH4169 合金传统的制备工艺是采用等温锻造或者横列式轧制,随后进行不同工艺的热处理,以获得不同的组织结构与性能,但生产效率较低、产品质量难以控制^[10-12]。采用先进的热连轧技术生产高温合金是一种新的尝试,其中,采用热连轧工艺制备变形 GH4169 合金,可达到节约能源、降低生产成本、提高生产效率和产品质量的目的^[13]。尽管有文献报道^[14],GH4169 合金在蠕变期间的变形机制是孪晶变形,但热连轧后采用的冷却方式对 GH4169 合金组织与蠕变性能的影响则鲜为报道。

据此,本研究对 GH4169 合金经热连轧制备成棒材,分别经“水冷”和“空冷”后进行直接时效处理。然后,对其进行蠕变性能测试和组织形貌观察,研究冷却方式对热连轧 GH4169 合金的组织结构与蠕变行为的影响,试图为热连轧合金的发展与应用提供理论指导。

1 实验材料与方法

真空感应炉熔炼的 GH4169 合金经热连轧工艺制成棒材,在轧制过程中,开始轧制温度为 1100℃,终轧温度为 1070℃,分别经“水冷”和“空冷”至室温。并将不同工艺制备合金在 720℃保温 8h,以 50℃/h 炉冷至 620℃保温 8h 后空冷,进行两级直接时效处理。GH4169 合金的化学成分如表 1 所示。

表 1 GH4169 合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of GH4169 alloy (mass fraction/%)

C	B	Ni	Cr	Al	Ti	Mo	Nb	Fe
0.04	0.004	53	19	0.50	1.0	3.0	5.3	Bal

将不同冷却方式热连轧 GH4169 合金经直接时效后,用线切割加工成横断面为 4.5mm×2mm、标距长度为 19mm 的片状拉伸蠕变试样,将样品置入 GWT504 型高温持久/蠕变试验机中,在 660℃/700MPa 条件下,进行蠕变性能测试。将该合金及蠕变断裂后合金,在 SEM 和 TEM 下进行组织形貌观察,根据合金的组织结构和表面变形特征,分析冷却方式对热连轧 GH4169 合金组织结构与蠕变行为的影响。

2 实验结果与分析

2.1 GH4169 合金组织结构

不同方式冷却的热连轧 GH4169 合金经直接时效处理后的 SEM 组织形貌如图 1 所示。其中,图 1(a)为水冷热连轧合金经直接时效后的组织形貌,可以看出,该工艺处理后的合金具有较小的晶粒尺寸,约为 5~7μm,并在晶内具有孪晶变形特征,如图 1(a)中白色箭头所示。当热连轧 GH4169 合金经空冷和直接时效后,其 SEM 组织形貌如图 1(b)所示,可清晰观察到,合金的晶粒尺寸明显长大,尺寸约为 10~15μm,且在晶内也同样具有明显的孪晶特征,如图 1(b)中白色箭头所示。

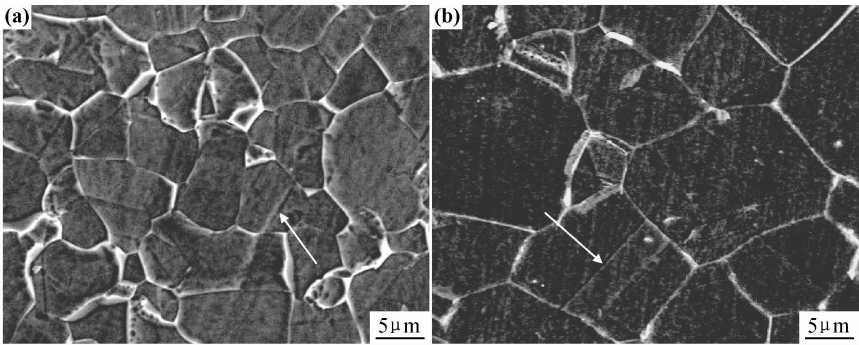


图 1 不同冷却方式热连轧 GH4169 合金经直接时效处理后的组织结构

(a)水冷合金;(b)空冷合金

Fig. 1 After direct aged treated,microstructure of GH4169 alloy cooled at different method

(a)water cooling alloy;(b)air cooling alloy

不同方式冷却的热连轧 GH4169 合金经直接时效后的 TEM 形貌如图 2 所示,可以看出,热连轧合金经水冷和直接时效后,其晶界形貌如图 2(a)中黑色短

箭头所示,且较多细小 γ' , γ'' 相在合金基体内弥散析出^[15],可有效提高合金的蠕变抗力;图 2(b)为空冷热连轧合金经直接时效后的组织形貌,其中,合金中的三

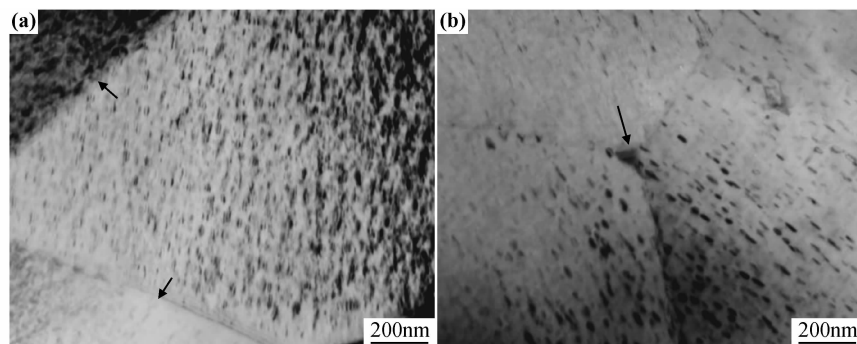


图2 不同冷却方式热连轧 GH4169 合金经直接时效处理后的 TEM 形貌

(a)水冷合金中析出的细小 γ' 、 γ'' 相;(b)空冷合金中 γ' 、 γ'' 相数量减少

Fig. 2 After direct aged treated, TEM morphology of HCR-GH4169 alloy cooled at different method

(a) fine γ' , γ'' phases dispersedly precipitated in the alloy cooled by water cooled;

(b) amount of γ' , γ'' phases decreasing in the air cooled alloy

晶界形貌如 2(b) 中黑色箭头所示,与前者相比,在合金基体中弥散析出的细小 γ'' 相的数量略有减少,而 γ'' 相的尺寸略有长大。

2.2 GH4169 合金蠕变行为

图 3 为 HCR 经不同介质冷却合金在 700MPa 不同温度测定的蠕变曲线,其中,在 700MPa/650℃ 条件下测定合金的蠕变曲线如图 3(a) 所示,可以看出,热

连轧-水冷合金在蠕变期间具有较低的应变速率和较长的蠕变寿命(如图 3 中曲线 1 所示),测定出合金在稳态期间的应变速率约为 0.0018%/h,蠕变 500h 后仍处于稳态阶段;图 3(a) 中曲线 2 为热连轧-空冷合金在 700MPa/650℃ 条件下测定的蠕变曲线,可以看出,该合金在稳态蠕变期间的应变速率约为 0.0037%/h,稳态持续时间约为 90h,蠕变寿命仅有 133h。

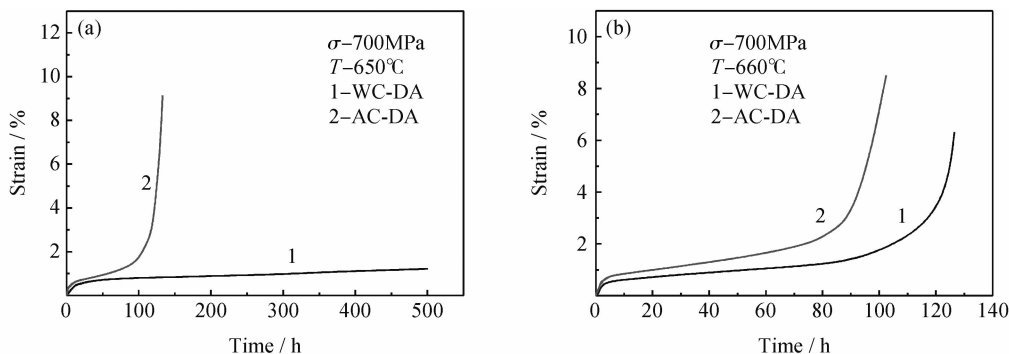


图3 HCR 经不同方式冷却 GH4169 合金在不同条件测定的蠕变曲线

(a) 700MPa/650℃;(b) 700MPa/660℃

Fig. 3 Creep curves of HCR(WC/AC)-GH4169 alloy at different conditions

(a) 700MPa/650℃;(b) 700MPa/660℃

经不同方式冷却和直接时效处理的热连轧 GH4169 合金,在 660℃/700MPa 条件下测定的蠕变曲线如图 3(b) 所示。其中,图 3(b) 中曲线 1 为热连轧-水冷合金经直接时效后测定的蠕变曲线,可以看出,该合金蠕变初始应变量为 0.5%,且具有较低的稳态应变速率(约为 0.0042%/h),稳态蠕变阶段持续的时间约为 80h,总应变量为 6.3%,蠕变寿命长达 126h。而热连轧-空冷合金经直接时效后,其测定的蠕变曲线如图 3(b) 中曲线 2 所示,与前者相比,热连轧-空冷合金具有较高的初始应变量为 0.7%,其稳态

蠕变期间的应变速率略有增加,稳态蠕变阶段持续的时间约 68h,蠕变寿命降低到 103h,其总应变量增加到 8.5%。

2.3 蠕变期间的变形特征

水冷热连轧 GH4169 合金经直接时效处理后,在 660℃/700MPa 条件下蠕变 126h 断裂后的微观变形特征如图 4 所示。在蠕变合金的局部区域,合金中的晶界形貌如图 4(a) 中白色短箭头所示,在晶界上方存在位错的双取向滑移,其滑移迹线方向如图 4(a) 中交叉箭头标注所示,随着蠕变进行,沿左下方滑移的位错

密度和数量增加,当位错滑移至晶界处时,晶界可阻碍位错运动,致使形变位错在近晶界区域塞积,如图 4(a)中字母 A 所示;而在晶界下方,仅发生位错的单取向滑移,如图 4(a)中字母 B 所示。

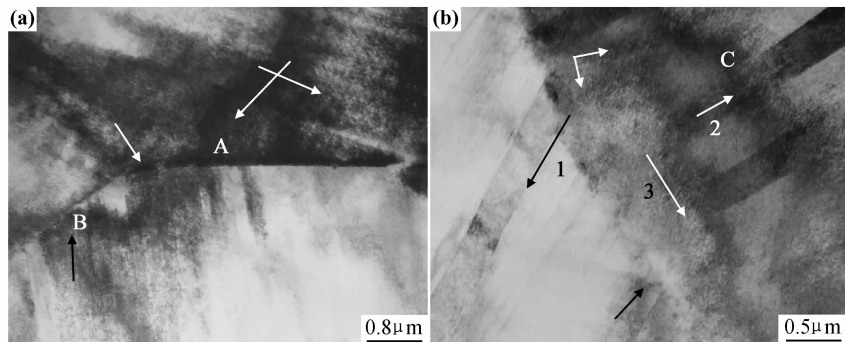


图 4 水冷-热连轧合金在 660℃/700MPa 条件下蠕变断裂后的微观组织形貌

(a)晶内发生位错的双取向滑移;(b)孪晶形貌

Fig. 4 Microstructure of the HCR(WC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)double orientations slipping of dislocations within the grain;(b)twinning in the alloy

在蠕变断裂合金的另一局部区域,孪晶的数量较多,其不同取向的孪晶同时存在,如图 4(b)中 1,2,3 所示,其中,孪晶 1 和 2 的宽度较小,且孪晶 2 具有多组相互平行的特征,而孪晶 3 宽度较大。随着蠕变进行,形变位错数量增加,当位错滑移至孪晶界时,塞积于孪晶界处,如图 4(b)中字母 C 所示,表明合金中的孪晶可阻碍位错运动,提高合金的蠕变抗力。蠕变过程中,孪晶内可发生位错的双取向滑移,其滑移方向如图 4(b)中白色交叉短箭头所示,同时,有少量滑移迹线终止于孪晶 3 的边界处,如图 4(b)中黑色短箭头所示。

直接时效后,热连轧-水冷合金在 660℃/700MPa 蠕变 126h 断裂后,距断口不同位置的表面形貌如图 5 所示。从图 5(a)可以看出,A 区域为无应变区域,其形貌特征如图 5(b)所示,仅有少量孪晶,如图 5(b)中白色箭头所示;而在近断口的 B 区域,与 A 区域相比,形变量较大,表面滑移迹线数量较多,如图 5(c)中白色短箭头所示,且在孪晶内出现多组尺寸较短且相互平行的孪晶,如图 5(c)中白色长箭头所示。根据图 4 和图 5 中的变形特征分析,合金在蠕变期间的主要变形特征是孪晶和位错的单/双取向滑移,且随蠕变进行,应变量增大,表面滑移迹线数量增多。

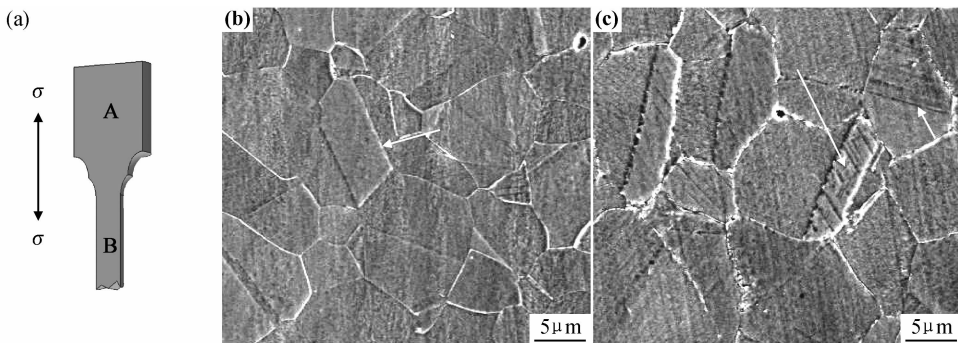


图 5 水冷热连轧合金经直接时效处理后,经 660℃/700MPa 蠕变断裂后不同区域的表面形貌

(a)观察区域示意图;(b)A 区域;(c)B 区域

Fig. 5 Microstructure in the different regions of HCR(WC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)schematic diagram of the marked regions in the sample;(b)region A;(c)region B

热连轧(空冷)GH4169 合金经直接时效处理后,经 660℃/700MPa 蠕变 103h 断裂后的微观变形特征如图 6 所示。在局部区域,合金中的三叉晶界形貌如

图 6(a)中黑色箭头所示,在晶界上方存在位错的双取向滑移,其滑移迹线方向如图 6(a)中交叉箭头标注所示,随着蠕变进行,沿右上方滑移的位错密度增加,当

位错滑移至晶界处受阻,致使形变位错在近晶界区域塞积,如图 6(a)中字母 H 所示;而在晶界左右下方,仅发生位错的单取向滑移,如图 6(a)中白色箭头所示,

并有形变位错终止于晶界处。表明蠕变期间,合金中的晶界对位错滑移具有阻碍作用,可提高合金的蠕变抗力。

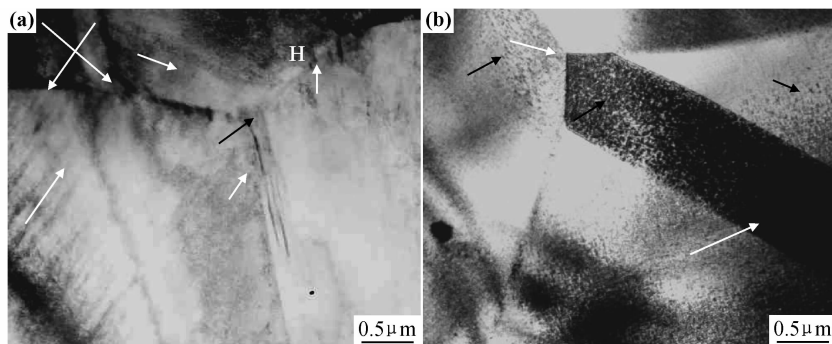


图 6 热连轧空冷合金在 660℃/700MPa 条件下蠕变断裂后的微观组织形貌

(a)位错的双取向滑移;(b)孪晶

Fig. 6 Microstructure of HCR(AC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)double orientations slipping of dislocations within the grain;(b)twinning in the alloy

在蠕变断裂合金的另一局部区域,三叉晶界的形貌如图 6(b)中白色短箭头所示。合金在蠕变期间发生孪晶变形,其孪晶形貌如 6(b)中白色长箭头所示,且细小 γ'' 相在孪晶及晶内清晰可见如图 6(b)中黑色箭头所示。与水冷合金蠕变断裂后的微观组织形貌(见图 4)相比无明显差别。

热连轧-空冷 GH4169 合金经直接时效处理,在

660℃/700MPa 条件下蠕变 103h 断裂后,在样品不同区域的表面形貌如图 7 所示。其中无应变 A 区域的形貌如图 7(b)所示,可以看出,其孪晶数量较少,如图 7(b)中白色箭头所示;而形变量较大的 B 区域,仍有孪晶存在,与 A 区域相比,表面裂纹的数量明显增多,如图 7(c)中箭头所示。由此可以认为,该合金在蠕变期间的形变特征仍为孪晶变形。

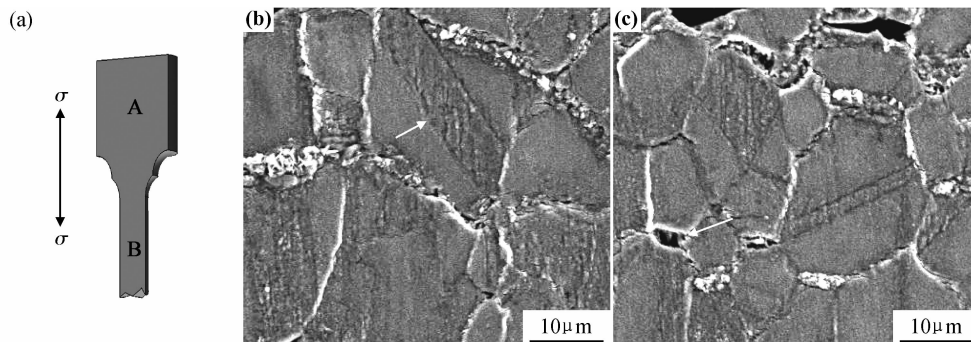


图 7 热连轧-空冷 GH4169 合金经直接时效处理,在 660℃/700MPa 蠕变断裂后在不同区域的表面形貌

(a)观察区域示意图;(b)A 区域;(c)B 区域

Fig. 7 Microstructure in different regions of HCR(AC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)schematic diagram of marked regions in the sample;(b)region A;(c)region B

热连轧-水冷 GH4169 合金经直接时效处理,在 660℃/700MPa 条件下蠕变断裂后的断口形貌示于图 8。片状样品蠕变断裂后的表面形貌示于图 8(a),施加应力的方向如图中标注所示,可以看出,样品表面有明显的滑移迹线,且不同晶粒内滑移迹线有不同的滑移取向,如图 8(a)中白色短箭头所示,且均为单取向滑移。在蠕变后期,裂纹首先在与应力轴垂

直的晶界处产生,随蠕变进行,裂纹沿垂直于应力轴的晶界扩展清晰可见。合金蠕变断裂后的断口形貌如图 8(b)所示,可以看出,断口表现出明显的沿晶解理断裂特征,如图 8(b)中白色长箭头所示,且解理面光滑无切窝,晶界处无粒子析出,各晶粒棱面有明显的滑移迹线,如图 8(b)中白色短箭头所示。

热连轧-空冷 GH4169 合金经直接时效处理,在

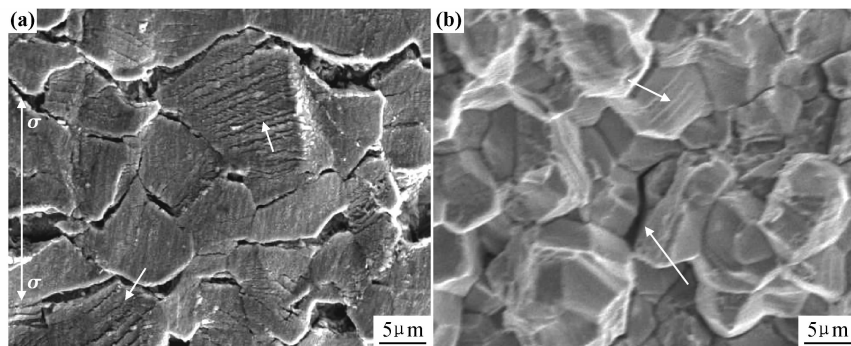


图 8 热连轧-水冷 GH4169 合金经直接时效处理,在 660℃/700MPa 蠕变断裂后的断口形貌

(a)裂纹沿晶界扩展;(b)光滑断口及滑移迹线如短箭头所示

Fig. 8 Fracture morphology after HCR(WC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)cracks propagated along the grain boundaries;(b)smooth surface and slipping traces marked by arrow

660℃/700MP 蠕变断裂后的断口形貌如图 9 所示。合金经蠕变断裂后的表面形貌示于图 9(a),施加应力的方向如图中箭头标注所示,与水冷合金相比较,空冷合金蠕变断裂后的表面也具有明显的滑移迹线,但滑移迹线数量较少,且在不同晶粒内滑移迹线有不同的滑移取向,均为单取向滑移,如图 9(a)中白色长箭头

所示,此外,在同一晶粒内存在双取向滑移迹线如图 9(a)中白色短箭头所示。该合金蠕变断裂后的断口形貌如图 9(b)所示,可以看出,断口具有明显的沿晶解理断裂特征,且在断口表面有较浅韧窝如图 9(b)中较长箭头所示,同时,晶粒各棱面也具有明显的滑移迹线,如图 9(b)中较短箭头所示。

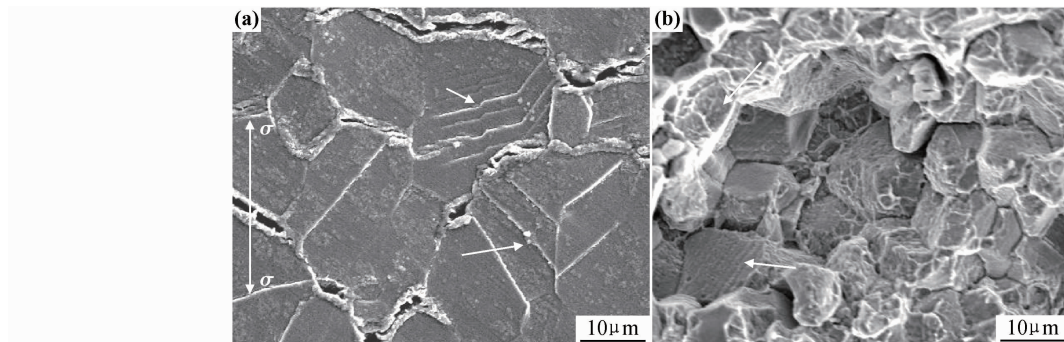


图 9 热连轧-空冷 GH4169 合金经直接时效处理,在 660℃/700MPa 蠕变断裂后的 SEM 形貌

(a)样品表面呈现不同取向的滑移迹线;(b)断口处的滑移迹线如箭头所示

Fig. 9 SEM morphology after HCR(AC)-GH4169 alloy crept up to fracture under the condition of 660℃/700MPa

(a)different orientations slipping traces on the surface of sample;(b)slipping traces marked with the arrow

3 讨论

GH4169 合金的强化机制主要是固溶和第二相强化,特别是高体积分数的细小 γ'' 相自基体中析出,具有较强的弥散强化作用,及有较高的屈服强度和抗蠕变能力。如果采用等温锻造对合金进行加工变形,则变形期间位错滑移难以进行,仅发生孪晶变形^[16]。而 GH4169 合金在 1100~1070℃ 温度范围内轧制期间,发生较大的塑性变形,致使合金除发生孪晶变形外,可激活大量位错在基体中发生单取向或双取向滑移^[16],同时,合金中溶质原子可溶入基体中,在随后冷却过程中,由于“水冷”具有较大的冷却速度(与“空冷”相比),

致使溶质原子在基体中有较高程度的过饱和度,因此,“水冷”热连轧合金经直接时效后,在基体中弥散析出较多的 γ' , γ'' 相,其高体积分、且弥散分布的 γ' , γ'' 两相可提高合金的蠕变抗力,是使合金在 660℃/700MPa 蠕变初期及稳态阶段仅发生较小应变、并有较长蠕变寿命的主要原因。

与 HCR(WC)-GH4169 合金相比较,合金热连轧后经空冷,由于冷却速度较低,合金中的溶质原子过饱和析出,可致使合金中析出的 γ' , γ'' 相略有长大,但数量减少,如图 1(b)所示,因此,合金的蠕变抗力降低,并致使合金在蠕变初期及稳态期间有较大的应变,如图 2 所示。

蠕变期间,合金的变形特征是孪晶变形和位错在基体中发生单取向或双取向滑移,其中,位错的单/双取向滑移可释放因形变产生的应力集中,协调晶粒之间的变形,并具有形变强化的作用。此外,由于热连轧-水冷合金的组织由较小晶粒组成,而热连轧-空冷合金中晶粒尺寸较大,前者的晶粒尺寸小,晶界数量多,其晶界的强化作用致使前者具有较好的蠕变抗力。同时,合金在 660℃/700MPa 条件的蠕变期间,随着蠕变进行,形变位错的数量逐渐增加,晶界可阻碍位错运动(如图 4,5(a)所示),致使位错在晶界处受阻并发生塞积,其形变硬化作用可进一步提高合金的蠕变抗力。但在蠕变后期,当位错运动至晶界及塞积聚集到一定程度后,引起应力集中,当应力集中值大于晶粒之间的结合强度时,致使在晶界处发生裂纹的萌生,随蠕变进一步进行,发生裂纹沿晶界的扩展,直至发生合金蠕变的沿晶断裂。

与 HCR(AC)-GH4169 合金相比,HCR(WC)-GH4169 合金有较小的晶粒尺寸及弥散分布的细小 γ'' 相,且在晶内存在孪晶及高密度位错,如图 2,4,6 所示,其晶粒细化、细小 γ'' 相及形变强化的共同作用致使合金有较好的蠕变抗力。尽管两种冷却方式制备合金有不同的蠕变抗力和蠕变寿命,但两合金在相同条件下的蠕变断裂机制均为沿晶解理断裂,表明,晶界仍是两合金蠕变抗力最薄弱的区域。

4 结论

(1)与 HCR(AC)-GH4169 合金直接时效处理相比较,HCR(WC)-合金经直接时效处理后具有较小的晶粒尺寸,其大量弥散分布的细小 γ' , γ'' 相在基体中析出,是使其在实验条件下具有较好蠕变抗力和较长蠕变寿命的主要原因。

(2)热连轧及直接时效合金在蠕变期间的变形机制是孪晶变形和位错在晶内的单/双取向滑移;随蠕变进行至后期,位错数量增加,形变位错运动至晶界受阻发生塞积,可引起应力集中,致使微裂纹在晶界处萌生、扩展直至发生沿晶断裂是合金的蠕变断裂机制。

参考文献

[1] KLOCKE F, BACKER V, WEGNER H, et al. Influence of process and geometry parameters on the surface layer state after roller burnishing of IN718[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 3(4-5): 391-399.

[2] HUANG Z W, LI H Y, PREUSS M, et al. Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to IN718[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(7): 1608-1620.

[3] CHENG M, ZHANG H Y, ZHANG S H. Microstructure evolution of delta-processed IN718 during holding period after hot deformation[J]. Journal Materials Science, 2012, 47(1): 251-256.

[4] 王岩, 林琳, 邵文柱, 等. 固溶处理对 GH4169 合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(增刊): 176-179.

[5] 刘芳, 孙文儒, 杨树林, 等. Al 含量对 GH4169 镍基合金组织及稳定性的影响[J]. 金属学报, 2008, 44(7): 791-797.

[6] RAO G A, KYMAR M, SRINIVAS M, et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 355(1-2): 114-125.

[7] 李森泉, 姚晓燕, 罗皎, 等. 镍基高温合金 GH4169 高温变形流动应力模型研究[J]. 金属学报, 2007, 43(9): 937-942.

[8] 孔永华, 李龙, 陈国胜, 等. 不同热处理工艺对 GH4169 合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(增刊 1): 472-475.

[9] PRAVEEN K V U, SINGH V. Effect of cold rolling on the Coffin-manson relationship in low-cycle fatigue of superalloy IN718[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(1): 79-86.

[10] 张会, 张昌明, 姚泽坤, 等. 等温锻用 GH4169 合金组织性能研究[J]. 锻压技术, 2008, 33(5): 116-119.

[11] TIAN S G, ZHAO Z G, LIU Y, et al. Creep behaviors of DA casting and rolling GH4169 superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(Suppl 3): 20-23.

[12] MA X F, DUAN Z, SHI H J, et al. Fatigue and fracture behavior of nickel based superalloy Inconel 718 up to the very high cycle regime [J]. Journal of Zhejiang University (Science A), 2010, 11(10): 727-737.

[13] 陈国胜, 王庆增, 张玩良, 等. GH4169 合金细晶棒材的连轧工艺及其组织与性能[J]. 材料工程, 2010, (4): 18-21.

[14] 田素贵, 赵忠刚, 陈礼清, 等. 直接时效处理对热连轧 GH4169 合金蠕变行为的影响[J]. 航空材料学报, 2010, 30(5): 14-18.

[15] 谢锡善, 董建新, 付书红, 等. γ'' 和 γ' 相强化的 Ni-Fe 基高温合金 GH4169 的研究与发展[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1289-1302.

[16] TIAN S G, LI Z R, ZHAO Z G, et al. Influence of deformation level on microstructure and creep behaviors of GH4169 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 550: 235-242.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50634030)

收稿日期:2011-07-29;修订日期:2012-07-05

作者简介:田素贵(1952—),男,博士,教授,现主要从事高温合金的研究,联系地址:沈阳经济技术开发区沈辽西路 111 号,沈阳工业大学材料学院(110870),E-mail:tiansugui2003@163.com