



热挤压态 FGH96 粉末冶金高温合金的 显微组织与力学性能

刘小涛^{1,2}, 丁晗晖^{1,2}, 杨 川^{1,3}, 刘 锋^{1,2}, 黄 岚^{1,2}, 江 亮^{1,2}

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 中南大学 粉末冶金研究院, 长沙 410083;

3. 中南大学 航空航天学院, 长沙 410083)

摘 要: 以热挤压态镍基粉末冶金高温合金 FGH96 为研究对象, 研究该合金横向(垂直于挤压方向)和纵向(沿挤压方向)试样的显微组织及力学性能, 分析断裂机制和变形后的显微组织。结果表明: FGH96 合金横向及纵向试样均为无明显织构的等轴晶组织, 且平均晶粒尺寸及 γ' 相体积分数基本一致。在应变速率 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, 横向和纵向拉伸试样抗拉强度在 25~650 °C 温度区间内随温度升高缓慢降低, 当温度高于 650 °C 时, 抗拉强度下降速率显著增加; 且横向试样的抗拉强度低于相同实验条件下纵向试样的抗拉强度, 差值为 150~200 MPa; 失效机制为从室温条件下的穿晶断裂转变为混合断裂模式, 横向试样的转变温度为 400 °C 左右, 纵向试样的转变温度约为 650 °C; 横向试样变形后, 显微组织有高密度的位错缠结及层错; 纵向试样拉伸断裂后, 显微组织则主要为孪晶及位错与 γ' 相的交互作用。

关键词: 粉末冶金高温合金; 晶粒尺寸; γ' 析出相; 抗拉强度; 失效机制; 变形组织

中图分类号: TG146

文献标志码: A

镍基粉末冶金高温合金相对铸造高温合金具有组织均匀、晶粒细小及无宏观偏析等特点, 因此具有更优异的高温强度、蠕变持久强度、疲劳强度及抗裂纹扩展等综合力学性能, 已被广泛地应用于航空发动机的核心关键热端部件, 特别是用作高压涡轮盘^[1-7]。FGH96 是国内自主研发的典型第二代镍基粉末冶金高温合金, 与 René 88 和 U720Li 等国外第二代粉末冶金高温合金相当^[1,4]。粉末冶金高温合金具有制造工艺流程长、过程复杂及可控制环节多等特点, 以美国为代表的国外成熟制备粉末冶金高温合金工艺主要采用氩气雾化制粉(Argon atomization, AA)+热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)+热挤压(Hot extrusion, HEX)+等温锻造(Isothermal forging, ITF), 我国由于自身装备条件及工艺限制, 主要采用 AA 制粉/等离子旋转电极制粉(Plasma rotating electrode process, PREP)+HIP+热模锻制备粉末冶金高温合金^[1-2]。

粉末冶金高温合金的热挤压工艺可有效控制其三大缺陷^[2,8-11]: 破碎原始颗粒边界(Prior particle

boundary, PPB)、闭合热诱导孔洞(Thermal induced porosity, TIP)和分散非金属夹杂物(Non-metallic inclusions), 由此可极大地减少材料及构件的意外失效、减少性能分散性、提高抗损伤容限能力和服役寿命, 因此, 开展粉末冶金高温合金的热挤压研究工作是非常有必要的。热挤压工艺制备粉末冶金高温合金存在着不同变形方向组织和性能的均匀性问题, 目前国内对此还缺少相关的研究, 国外发达国家对粉末冶金高温合金的制造工艺高度保密、严密封锁并禁止出口转让。在其他金属结构材料的热挤压变形组织演化、性能和断裂机制等方面开展了一些研究: GARCES 等^[12]、KLEINER 等^[13]对 Mg-Al-Zn 合金的研究表明, 通过热挤压产生的织构, 能起到增强作用并造成力学性能的各向异性。VATTRE 等^[14]对单晶高温合金的研究表明, 抗拉强度的不均匀性是由塑性流变的分布不同及界面位错造成的。ZHONG 等^[15]和 GOPINATH 等^[16]对镍基高温合金的研究表明, 失效机制随温度的升高从完全穿晶断裂转变为以沿晶断裂为主的混合断

基金项目: 中南大学中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(2013zzts188); 国家高技术研究发展计划资助项目(2012AA03A514); 国家自然科学基金资助项目(51401242, 61271356, 51205031, 51301209)

收稿日期: 2015-06-29; **修订日期:** 2015-11-30

通信作者: 刘 锋, 副教授; 电话: 18670324887; E-mail: liufengehe@126.com

裂模式。BAI 等^[17]的研究则表明, 在 Ni-Cr-W 基高温合金中类似失效机制是由晶界处析出的碳化物种类及形貌的变化决定的。综上所述, 在当前缺乏粉末冶金高温合金挤压研究基础数据的情况下, 开展粉末冶金高温合金的热挤压组织性能演化及均匀性的研究, 对提高我国粉末冶金高温合金制造能力有着关键的作用。

本文作者以 FGH96 合金为研究对象, 系统研究了热挤压态镍基粉末冶金高温合金 FGH96 纵向(沿挤压方向)和横向(垂直于挤压方向)的显微组织及力学性能, 并分析该合金在不同方向 and 不同温度下失效机制及变形后的显微组织演化。为探究热挤压工艺对镍基粉末冶金高温合金组织及性能的作用机制奠定了基础。

1 实验

1.1 实验材料

本实验中采用的粉末为氩气雾化制粉(AA), FGH96 合金名义成分如表 1 所示, 氧含量为 7.6×10^{-5} , 粉末平均粒度为 50~80 μm 。经 304 不锈钢包套密封, 在 1090 $^{\circ}\text{C}$ 、150 MPa 的条件下进行热等静压, 时间为 3 h。热等静压成型后, 在 1146 $^{\circ}\text{C}$ 条件下进行热挤压, 挤压比为 6:1。挤压完成后, 用电火花线切割去除挤压棒外层的不锈钢包套, 得到直径约 d 30 mm 的圆柱形试样。

表 1 FGH96 粉末的名义成分

Table 1 Nominal composition of FGH96 powder (mass fraction, %)

Cr	Al	Co	Mo	Nb	Ti
15.8	2.04	12.4	3.97	0.49	3.31
W	Zr	B	C	Ta	Ni
2.39	0.001	0.001	0.032	0.01	Bal.

1.2 实验方法

用电火花线切割切取拉伸试样, 横向及纵向的取样方式如图 1 所示, 其中图 1(a)所示为横向及纵向的定义, 图 1(b)所示为拉伸试样尺寸。将拉伸试样经砂纸打磨后进行真空封管处理, 之后进行热处理。热处理制度为(1150 $^{\circ}\text{C}$, 1 h)+(油淬, 760 $^{\circ}\text{C}$, 8 h)+空冷。热处理后的拉伸试样再经过表面磨、抛处理后, 在万能力学试验机上完成拉伸试验, 该设备高温炉控温精度

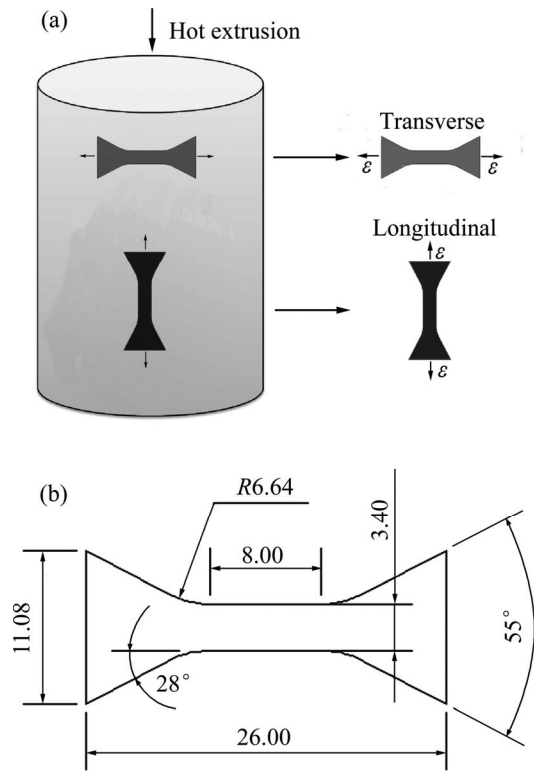


图 1 横向及纵向取样示意图及拉伸试样尺寸
Fig. 1 Schematic diagram of defining transverse and longitudinal directions(a) and tensile specimen size(b) (Unit: mm)

为 ± 3 $^{\circ}\text{C}$ 。实验条件如下: 温度 25~750 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 10^{-4} s^{-1} 。金相腐蚀剂为 5 g CuCl_2 +100 mL HCl +100 mL $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 腐蚀时间约为 90 s。用于观察 γ' 相的腐蚀剂配方为 5 mL H_2O +5 mL HNO_3 +5 mL CH_3COOH +(1~2 滴) HF , 腐蚀时间约为 10~12 s。用金相显微镜 Leica(DM 4000M), EBSD(NORDLYS NL 04-2364-30)扫描电镜(FEI Quanta 650)和透射电镜(FEI TECNAI G2)分析该合金显微组织、断面形貌及变形后显微结构。

2 结果与讨论

2.1 FGH96 合金的金相组织

图 2 所示为 FGH96 合金经过热处理前、后的金相组织。根据该合金名义成分, 经 Thermo-calc(TTNi8 数据库)计算, 该合金 γ' 相完全固溶温度为 1137 $^{\circ}\text{C}$ 。热处理后的横向金相组织为典型的等轴晶结构(见图 2(a)), 较大晶粒与较小晶粒相间分布, 部分晶粒内可以观察到退火孪晶。同时, 还可以观察到一些明显的

孔洞,呈离散状分布于晶界处。和热处理前横向组织(见图 2(c))相比,基本没有残留的 PPB 存在,说明在热挤压的作用下,该合金经过大变形后 PPB 得到了很好的消除。经 EBSD 统计分析,横向试样晶粒大小主要集中在 4-20 μm 区间内,最大晶粒尺寸为 52 μm ,且平均晶粒尺寸为 16.7 μm (见图 3(a))。

图 2(b)所示为 FGH96 合金热处理后纵向试样的

金相组织。该方向的金相组织也为等轴晶结构,大、小晶粒相间分布,PPB 消除完全,且孔洞数量明显少于横向试样。与热处理前纵向组织(见图 2(d))相比,残留 PPB 基本得到完全消除。图 3(b)所示为纵向试样晶粒尺寸分布图,该方向试样平均晶粒尺寸为 16.9 μm ,与横向组织相当,但该方向试样存在少量粗大晶粒,晶粒尺寸 $\geq 50 \mu\text{m}$ 的晶粒约占 4%。

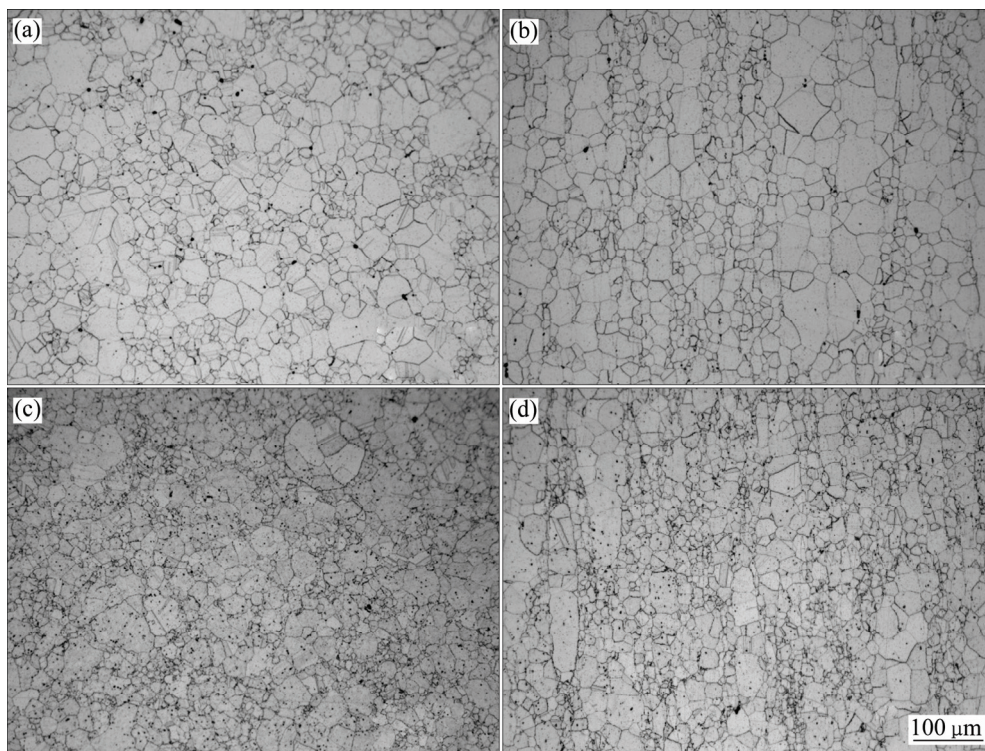


图 2 FGH96 合金热处理前与热处理后的金相组织

Fig. 2 Microstructures of FGH96 superalloy before and after heat treatment: (a) Transverse direction, after heat treatment; (b) Longitudinal direction, after heat treatment; (c) Transverse direction, before heat treatment; (d) Longitudinal direction, before heat treatment

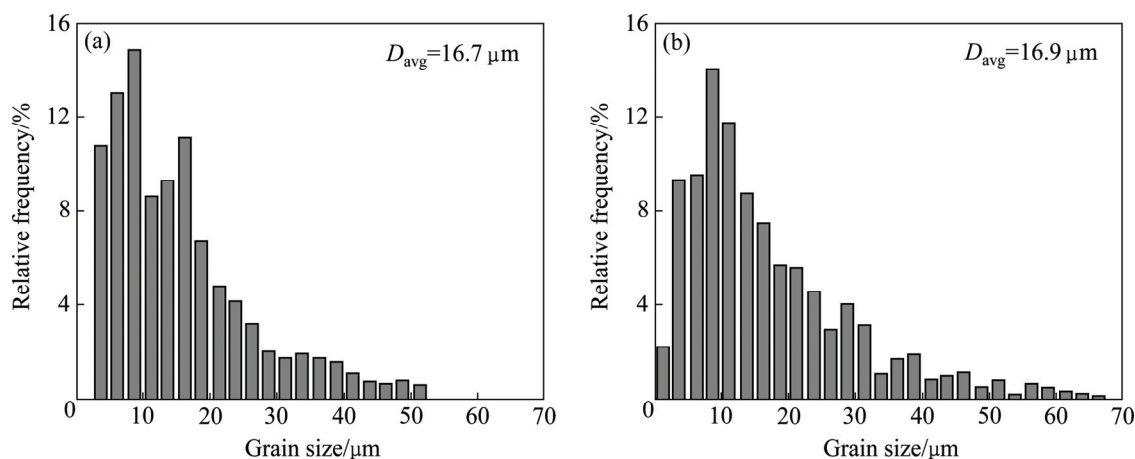


图 3 FGH96 合金热处理后金相组织晶粒大小分布图

Fig. 3 Grain size distribution diagrams of FGH96 superalloy after heat treatment: (a) Transverse direction; (b) Longitudinal direction

2.2 FGH96 合金的 γ' 相分析

图4所示为热处理后 FGH96 合金横向和纵向试样组织中析出的 γ' 相。如图 4(a)所示,由于热处理方式为过固溶处理,热处理后横向试样组织中一次 γ' 相基本溶解完全, γ' 相变成由二次 γ' 相和三次 γ' 相组成的双模式 γ' 相结构。二次 γ' 相分布较为均匀,主要分布于晶内,其形貌主要为不规则四边形或近圆形,且大小约为 90~100 nm。三次 γ' 相则主要分布于晶界处,呈不连续点状分布,也有少量的分布于晶内二次 γ' 相之间的空隙处,主要表现为近圆形,尺寸约为 10~15 nm。

图 4(b)所示为 FGH96 合金纵向组织中 γ' 相的析出情况。同于横向试样的显微组织,纵向组织中一次 γ' 相溶解完全,变成双模式 γ' 相结构,且二次 γ' 相和三次 γ' 相的大小、形貌及分布均与横向组织无明显差异。

利用图像处理软件 IPP(Image Pro Plus)测定了 FGH96 合金热处理后 γ' 相的体积分数。其中体积分数由面积分数代替,并且每种状态下的试样至少统计了 3 幅不同位置的 SEM 显微组织照片,计算公式如下:

$$A_f = \frac{A_p}{A_t} \quad (1)$$

式中: A_f 为面积分数; A_p 为 γ' 相的总面积; A_t 为显微组织照片总面积。

结果表明, FGH96 合金热处理后横向及纵向组织中 γ' 相的体积分数分别为 40.94% 和 42.03%。结合 Thermo-Calc 计算结果, 760 °C 条件下, 该合金在热力学平衡态时 γ' 相含量为 44.09%。比较说明: 经过热处理后, 该合金中 γ' 相变的较为均匀, 且横向及纵向试样中 γ' 相含量基本相同。

2.3 FGH96 合金的 EBSD 分析

图5所示为 FGH96 合金经过热处理后横向及纵向试样的 EBSD 分析。结果显示, 该合金横向组织为典型等轴状晶粒结构, 且没有明显织构(见图 5(a)), 但存在少量粗大晶粒(见图 5(b))。热处理后仍有部分孪晶组织, 说明热处理过程对孪晶组织没有明显的影响。同时, 热处理后, 纵向试样也为等轴晶结构, 晶粒组织没有明显的择优取向(见图 5(c))。相较于横向晶粒结构, 纵向试样中晶粒大小分布更加均匀, 晶粒尺寸相差不大(见图 5(d))。

2.4 FGH96 合金的拉伸力学性能

图6所示为取样方向对 FGH96 合金拉伸性能的影响, 包括抗拉强度(见图 6(a))、伸长率(见图 6(b))和断面收缩率(见图 6(c))。每个实验温度下均进行 2~3 次拉伸测试, 保证拉伸试样在标距内部断裂。图 6(a)表明: 横向和纵向试样抗拉强度总体上都随着温度的升高而降低, 且在 25~650 °C 区间内下降的较为缓慢, 当温度超过 650 °C 时, 下降速率显著增快, ZHONG 等^[15]及 BAI 等^[17]的研究工作也得到了该结论。在相同温度条件下, 横向试样的抗拉强度明显低于纵向试样的抗拉强度, 在 25~650 °C 温度区间内, 横向试样的抗拉强度比纵向试样的低约 200 MPa; 750 °C 时, 横向试样的抗拉强度比纵向试样的低 150 MPa 左右。如图 6(b)所示, 横向及纵向试样的伸长率总体上都是随着温度的升高而降低, 室温条件下, 横向试样的伸长率略高于纵向试样的伸长率, 但在温度为 400 °C 时, 横向试样的伸长率较低, 这是因为在该实验温度下, 横向试样已经出现部分沿晶断裂区域, 而沿晶裂纹的

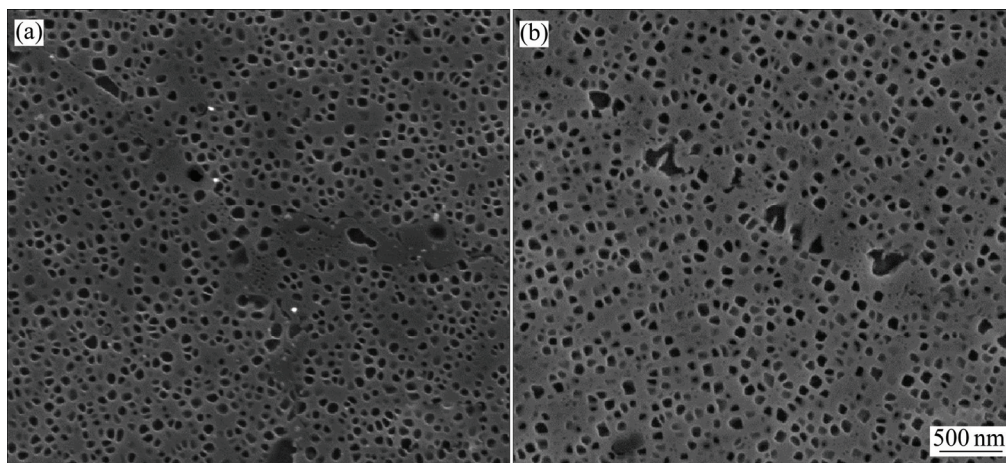


图4 FGH96 合金热处理后的显微结构

Fig. 4 Microstructures of FGH96 superalloy after heat treatment: (a) Transverse direction; (b) Longitudinal direction

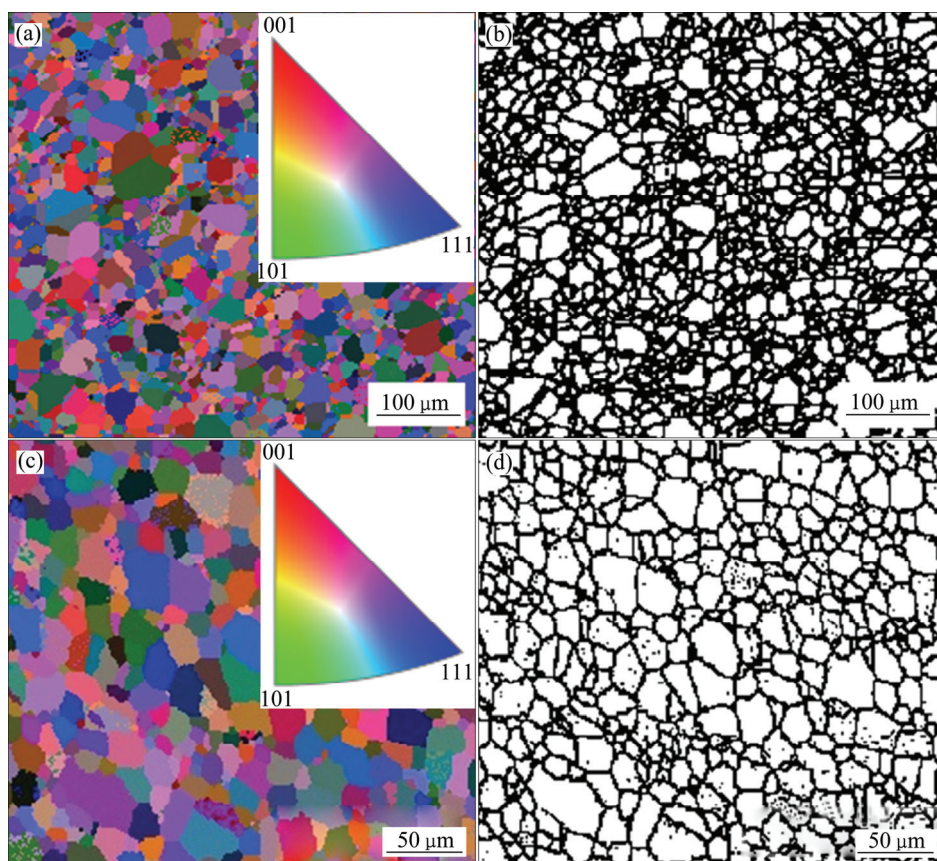


图 5 FGH96 合金热处理后 EBSD 分析结果

Fig. 5 EBSD analysis results of FGH96 superalloy after heat treatment: (a), (b) Transverse specimen; (c), (d) Longitudinal specimen

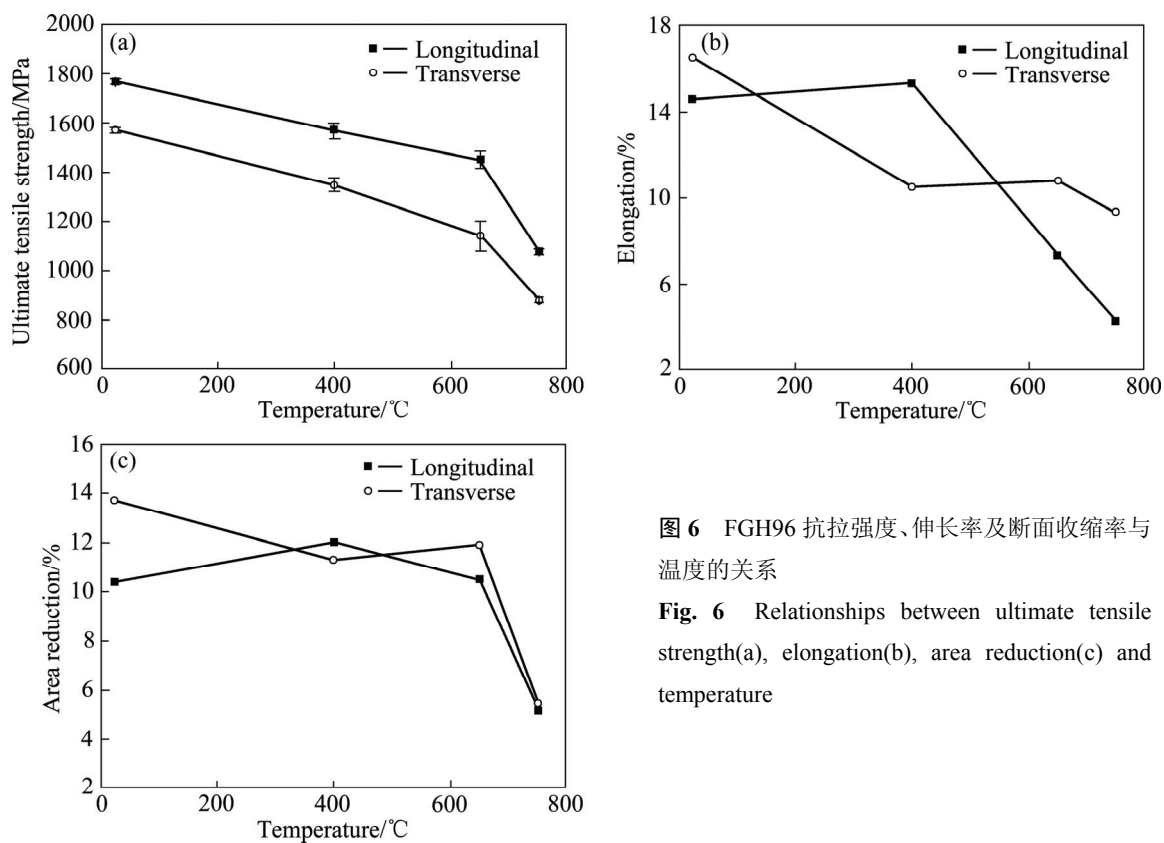


图 6 FGH96 抗拉强度、伸长率及断面收缩率与温度的关系

Fig. 6 Relationships between ultimate tensile strength(a), elongation(b), area reduction(c) and temperature

出现能加速裂纹的扩展, 从而使得伸长率降低。断面收缩率方面(图 6(c)), 横向试样及纵向试样随温度的变化趋势基本一致, 在 25~650 °C 的温度区间内, 变化较缓慢, 在更高温度下, 下降更为明显。

2.5 FGH96 合金的失效机制

图 7 所示为横向试样经拉伸变形后断面形貌分析。宏观上, 随着温度的升高, 断面的粗糙度明显增加。在 25 °C 条件下, 断面呈现为典型的穿晶断裂。在断面处可以清楚的观察到等轴韧窝(见图 7(a))。在温度为 400 °C 时, 断面出现呈块状分布且不连续的沿晶断裂区域, 其余部分仍为穿晶断裂, 失效方式转变为包括穿晶断裂和沿晶断裂的混合断裂机制。且在沿晶断裂区域, 可以观察到明显的晶面及微孔洞(见图 7(b))。当温度为 650 °C 时, 沿晶断裂的区域面积增大, 且在沿晶断裂区域内出现明显的二次沿晶裂纹(见图 7(c))。当温度达到 750 °C 时, 失效机制变成以沿晶断裂为主导, 同时能观察到更多的二次裂纹和氧化薄层(见图 7(d))。国内外学者的研究也得到了类似结论^[15-16]。BAI

等^[17]的研究则表明, 在 Ni-Cr-W 高温合金中类似失效机制是由晶界处析出的碳化物的种类及形貌的变化决定的。

图 8 所示为纵向试样的断面形貌图。同于横向试样断面, 宏观上断面的粗糙度也随着温度的升高明显增加。在 25 °C 条件下, 纵向试样的断面较为平整, 为典型的穿晶断裂(见图 8(a))。在 400 °C 条件下, 失效方式也为穿晶断裂, 且在断面处可以清楚的观察到等轴韧窝(见图 8(b))。当温度为 650 °C 时, 断口表面粗糙度增加的同时, 部分区域呈现为沿晶断裂, 出现明显的二次沿晶裂纹(见图 8(c))。断裂机制从较低温度(25 °C 和 400 °C)条件下的穿晶断裂转变为混合断裂模式, 且沿晶断裂区域呈不连续的离散分布。当温度达到 750 °C 时, 沿晶断裂区域的百分比进一步增大, 同时能观察到更多的二次裂纹和氧化薄层(见图 8(d))。

2.6 FGH96 合金低温脆断实验分析

图 9 所示为 FGH96 合金横向及纵向试样经过低温脆断实验后的断面分析。宏观上, 经低温处理后, 纵

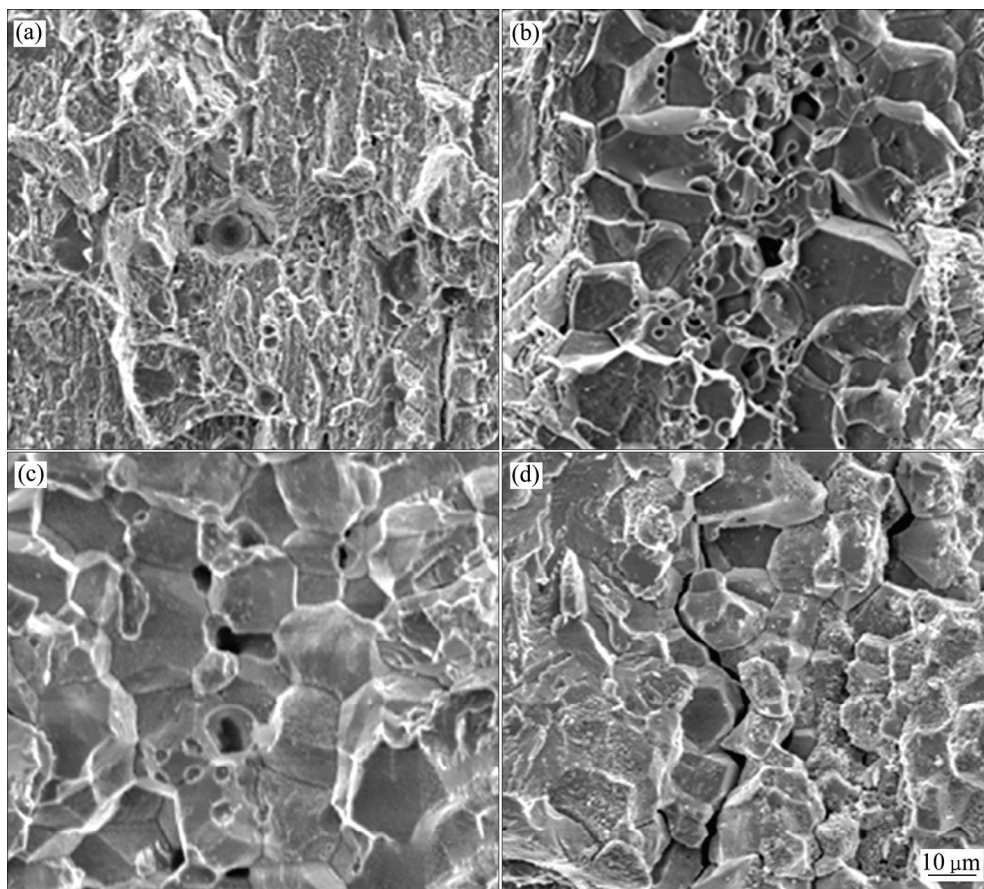


图 7 FGH96 合金横向试样断面形貌

Fig. 7 Fracture surface morphologies of transverse FGH96 specimens failed at different temperatures: (a) 25 °C; (b) 400 °C; (c) 650 °C; (d) 750 °C

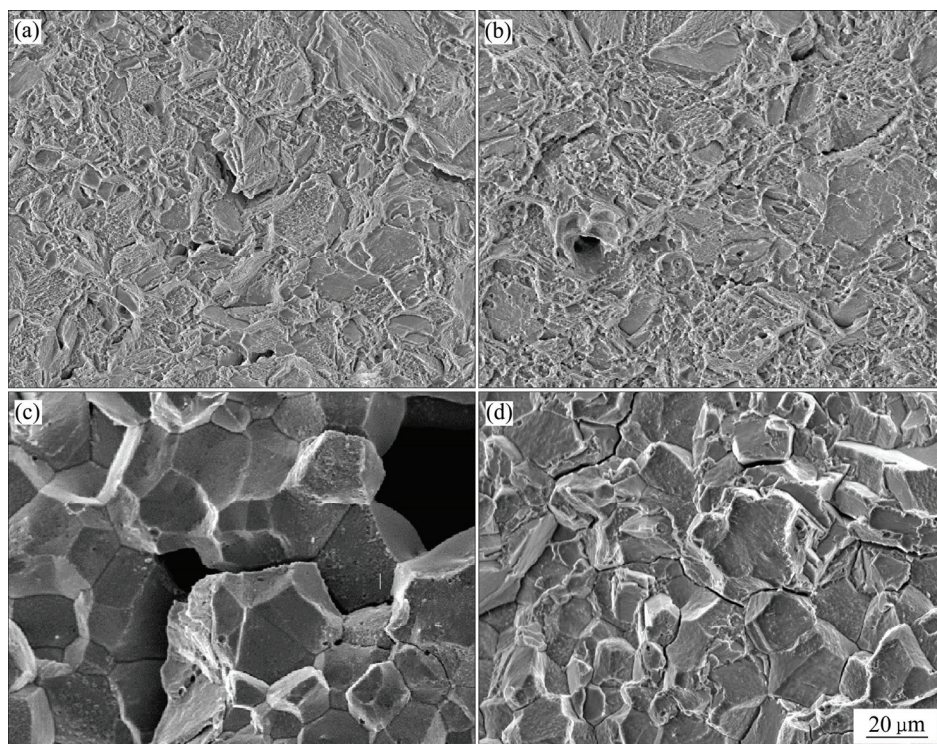


图 8 FGH96 合金纵向试样断面形貌图

Fig. 8 Fracture surface morphologies of longitudinal FGH96 tensile specimens failed at different temperatures: (a) 25 °C; (b) 400 °C; (c) 650 °C; (d) 750 °C

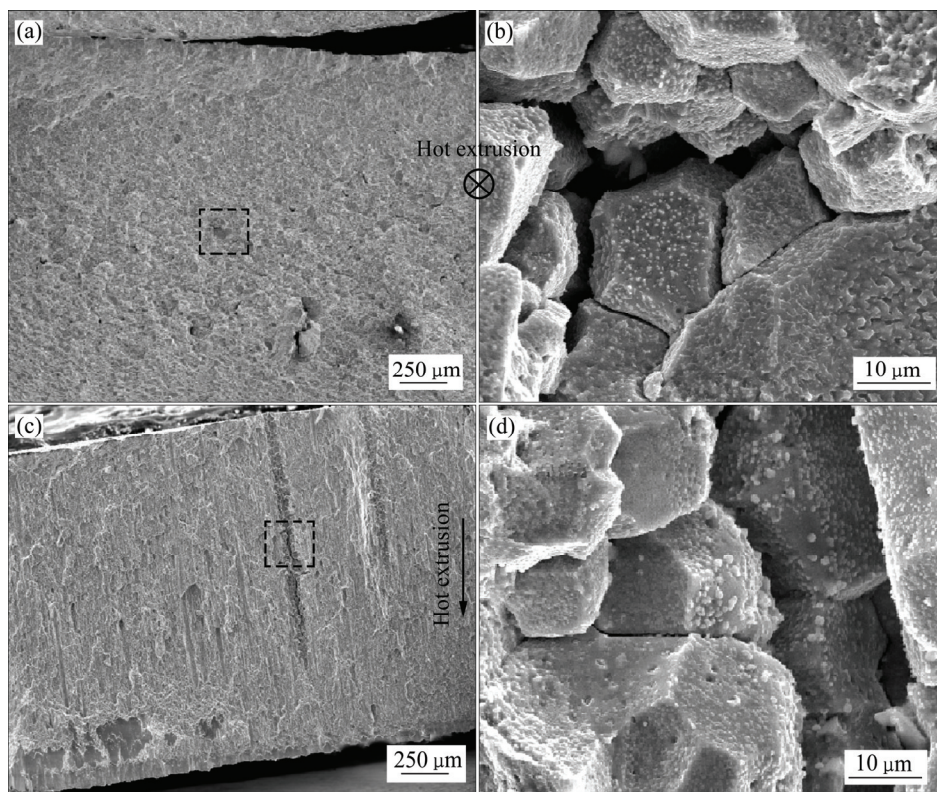


图 9 FGH96 合金低温脆断实验断面形貌

Fig. 9 Fracture surface morphologies of FGH96 specimens after liquid nitrogen cooling: (a) Fracture surface perpendicular to direction of hot extrusion, low magnification image; (b) High magnification image of marked area of (a); (c) Fracture surface parallel to direction of hot extrusion, low magnification image; (d) High magnification image of marked area of (c)

向试样(断面垂直于挤压方向,见图中标注)及横向试样(断面平行于挤压方向,见图中标注)断面都较为平整,为典型的脆性断裂(见图 9(a)、(c))。局部区域能分别观察到明显的二次沿晶裂纹和裸露的晶面(见图 9(b)和(d))。这是因为在热挤压过程中由于应变率非常大,足以满足发生动态再结晶所需的临界变形量,使得在该热变形过程中发生了动态再结晶,且形成的新晶粒发生了一定程度的长大。同时,动态再结晶形成的新晶粒也是沿晶裂纹优先形核地方和扩展通道。

2.7 FGH96 合金拉伸变形后显微结构特征分析

图 10 所示为横向试样经拉伸变形后的显微结构。图 10(a)所示为横向试样在 25 °C 条件下经过拉伸试验后的变形组织。在该条件下,可以清楚地看到均匀分布的二次 γ' 相,呈蝶形、不规则四边形或近球形,直径约为 100 nm(见图 10(a))。图 10(b)所示为基体的衍射斑点,为典型的 FCC 超点阵结构。

但在 650 °C 条件下,拉伸变形后试样的显微结构则有明显的差别。可以观察到高密度的位错缠结分布于 γ/γ' 相界面(见图 10(c))。同时在 γ' 相内出现部分层错

和位错组排(见图 10(d)),表明经高温拉伸变形条件下, γ' 相较易被位错线切割。这是由于经过热处理的 FGH96 合金在低应变速率和高温度拉伸条件下,变形时间较长,受合金元素扩散的影响,使得 γ/γ' 界面能较低,从而导致容易被位错线切割^[18]。

图 11 所示为纵向拉伸试样在 25 °C 和 650 °C 条件下经拉伸变形后的显微组织。当拉伸温度为 25 °C 时,可以观察到明显的微孪晶(见图 11(a)),并且在孪晶界处有高密度的位错缠结。图 11(b)所示为对应孪晶处的原子像及衍射斑点。PANDE 等^[19-20]通过考虑孪晶增强作用提出了修正 Hall-Petch 公式:

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma_0 + k[1 + \rho]^{1/2} D^{-1/2} \quad (2)$$

式中: σ_{eff} 为等效强度; σ_0 为摩擦应力; k 为材料常数; ρ 为孪晶密度; D 为通过截线法计算的平均晶粒尺寸。孪晶的存在使得合金抗拉强度增大,这是因为孪晶界面在一定程度上等效于晶界,从而使得等效晶粒尺寸减小、强度提高;从而使得室温条件下,纵向试样的抗拉强度高于横向试样的(见图 6(a))。

但在 650 °C 条件下,拉伸变形后试样的显微结构

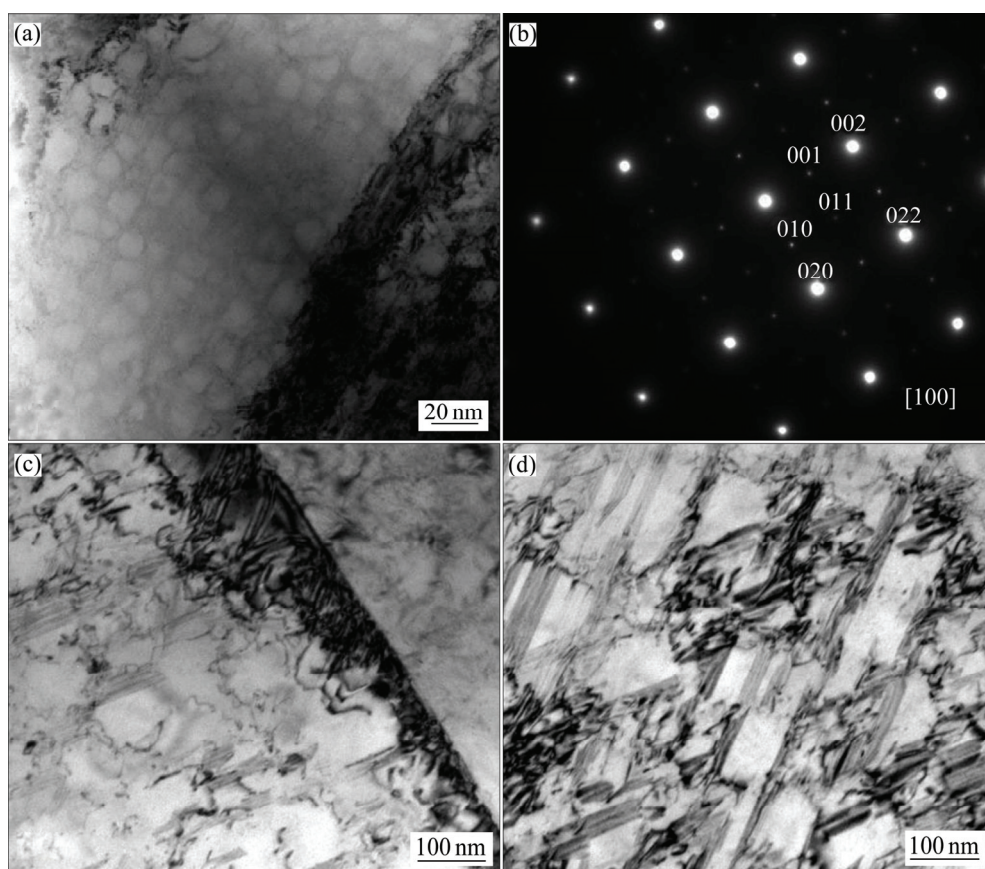


图 10 FGH96 合金横向试样在不同温度下经拉伸变形后的 TEM 像及衍射花样

Fig. 10 TEM microstructures and corresponding diffraction pattern of transverse specimens of FGH96 after tensile deformation at different temperatures: (a) 25 °C, bright field image; (b) 25 °C, corresponding diffraction pattern; (c), (d) 650 °C, bright field images

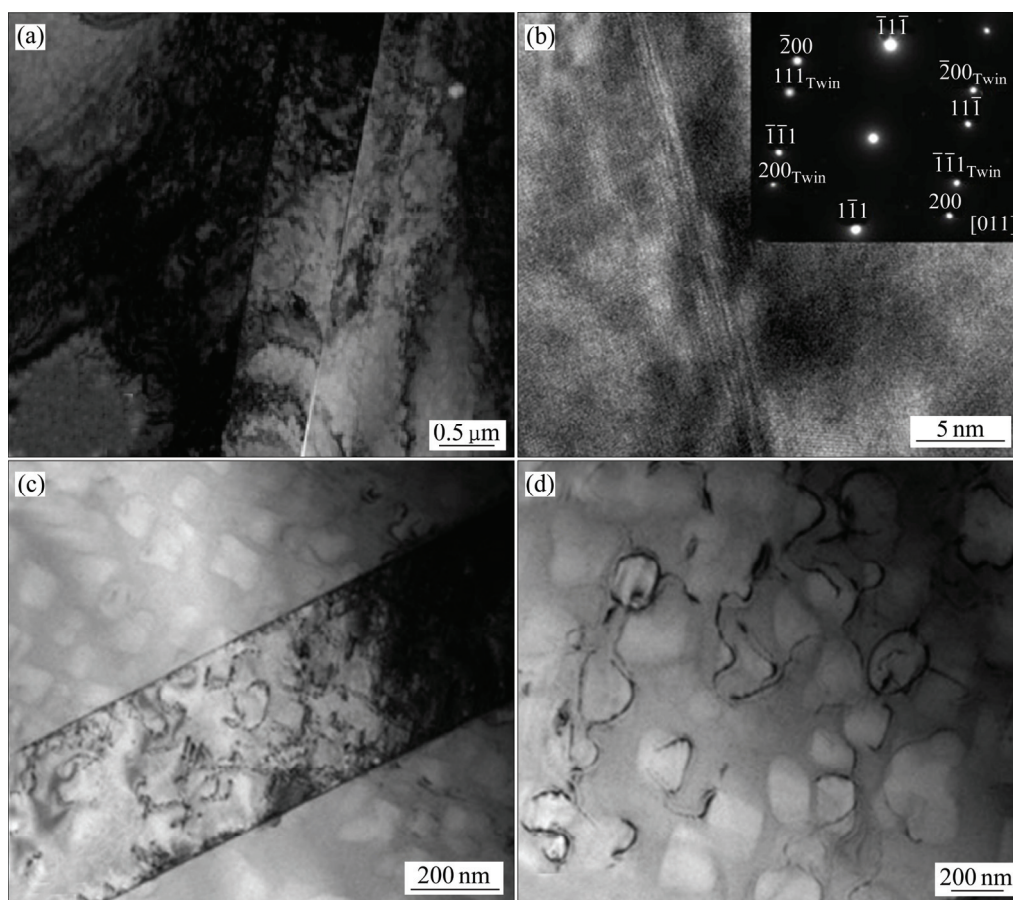


图 11 FGH96 合金纵向试样在不同温度下经拉伸变形后的 TEM 像及衍射花样

Fig. 11 TEM microstructures of longitudinal specimens of FGH96 after tensile deformation at different temperatures and corresponding diffraction pattern: (a) 25 °C, bright field image; (b) 25 °C, atomic image and corresponding diffraction pattern of twin; (c), (d) 650 °C, bright field images

则有明显的差别。图 11(c)中可观察到均匀分布的二次 γ' 相, 尺寸约为 100 nm, 呈不规则四边形或蝶形。同时能清楚观察到位错在 γ' 相之间弯曲, 并在有些 γ' 相质点周围留下位错环(见图 11(d)), 显然合金中的 γ' 沉淀颗粒通过 Orowan 机制阻碍位错运动, 从而起到沉淀强化的作用。这也验证图 6(a)中纵向试样在该温度条件下的抗拉强度高于横向试样的。

3 结论

1) 热挤压态 FGH96 合金横向(垂直于热挤压方向)和纵向(沿热挤压方向)显微组织均匀, 为典型的等轴状晶粒组织, PPB 消除完全, 且平均晶粒尺寸、 γ' 相体积分数、形貌及分布基本一致。

2) 热挤压态 FGH96 合金横向及纵向试样的抗拉强度随温度的变化趋势总体一致, 且表现为在 25~

650 °C 的温度区间内, 抗拉强度随温度缓慢降低; 当温度高于 650 °C 时, 抗拉强度下降显著变快, 但横向试样的拉伸强度在相同拉伸条件下低于纵向试样, 差值为 100~200 MPa。

3) FGH96 合金较低温度下的失效方式为完全穿晶断裂, 当温度超过转变温度时, 失效方式转变成包括穿晶和沿晶的混合断裂机制; 横向试样的转变温度约为 400 °C, 纵向试样的则约为 650 °C。

4) FGH96 合金横向试样变形后的显微组织主要是位错的缠结及层错的出现, 纵向试样经拉伸变形后, 则能观察到明显的微孪晶, 以及位错线切割和绕过 γ' 相, 从而起到增强作用。

REFERENCES

- [1] 张义文, 刘建涛. 粉末高温合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2013, 32 (1): 1-12.

- ZHANG Yi-wen, LIU Jian-tao. Development in powder metallurgy superalloy[J]. Materials China, 2013, 32 (1): 1-12.
- [2] REED R C. The superalloys[M]. London: Cambridge University Press, 2006.
- [3] POLLOCK T M, TIN S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines: Chemistry, microstructure and properties[J]. Journal of Propulsion and Power, 2006, 22: 361-374.
- [4] 国为民, 董建新, 吴剑涛, 张凤戈, 陈淦生, 陈生大. FGH96 镍基高温合金的组织 and 性能[J]. 钢铁研究学报, 2005, 17(1): 59-63.
- GUO Wei-min, DONG Jian-xin, WU Jian-tao, ZHANG Feng-ge, CHEN Gan-sheng, CHEN Sheng-da. Microstructure and properties of PM superalloys FGH96[J]. Journal of Iron and Steel, 2005, 17(1): 59-63.
- [5] CHANG D R, KRUEGER D D, SPRAGUE R A. Superalloy powder processing, properties and turbine disk applications[C]// Superalloys'1984, 1984: 245-273.
- [6] SINGH A R P, NAG S, HWANGA J Y, VISWANATHAN B G, TILEY B J, SRINIVASAND R, FRASER C H L, BANERJEE R. Influence of cooling rate on the development of multiple generations of γ' precipitates in a commercial nickel base superalloy[J]. Materials Characterization, 2001, 62(9): 878-886.
- [7] 王欢, 袁超, 郭建亭, 秦鹤勇. GH4698 合金的疲劳裂纹扩展行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 23-29.
- WANG Huan, YUAN Chao, GUO Jian-ting, QIN He-yong. Fatigue crack growth behavior of GH4698[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 23-29.
- [8] 冯莉萍, 黄卫东, 林鑫, 杨海欧. FGH95 合金激光成形定向凝固显微组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(1): 181-187.
- FENG Li-ping, HUNG Wei-dong, LIN Xin, YANG Hai-ou. FGH95 superalloy laser metal forming directional solidification[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(1): 181-187.
- [9] 周晓明, 汪武祥, 杨洪涛, 唐定中, 颜鸣皋. HIP 态 FGH96 合金中人工加入非金属夹杂物的特征[J]. 航空材料学报, 2005, 25(4): 1-5.
- ZHOU Xiao-ming, WANG Wu-xiang, YANG Hong-tao, TANG Ding-zhong, YAN Ming-gao. Character of artificial non-metallic inclusions in HIPed FGH96 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2005, 25(4): 1-5.
- [10] 赵军普, 陶宇, 袁守谦, 贾建, 韩寿波. 粉末高温合金中原始颗粒边界(PPB)问题[J]. 粉末冶金工业, 2005, 17(1): 59-63.
- ZHAO Jun-pu, TAO Yu, YUAN Shou-qian, JIA Jian, HAN Shou-bo. The problem of prior particle boundary in PM superalloys[J]. Powder Metallurgy Industry, 2005, 17(1): 59-63.
- [11] 刘趁意, 王淑云, 李付国. 粉末高温合金挤压变形组织及变形机理的研究[J]. 锻压装备与制造技术, 2009(1): 84-88.
- LIU Chen-yi, WANG Shu-yun, LI Fu-guo. Extruded microstructure and deformation mechanisms of PM superalloys[J]. China Metal Forming Equipment, 2009(1): 84-88.
- [12] GARCES G, PEREZ P, ADEVA P. Effect of the extrusion texture on the mechanical behaviour of Mg-SiC composites[J]. Scripta Materialia, 2005, 52: 615-619.
- [13] KLEINER S, UGGOWITZER P. Mechanical anisotropy of extruded Mg-6%Al-1%Zn alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 379: 258-263.
- [14] VATTRE A, DEVINCRE B, ROOS A. Orientation dependence of plastic deformation in nickel-based single crystal superalloys: Discrete-continuous model simulations[J]. Acta Materialia, 2010, 58(6): 1938-1951.
- [15] ZHONG Z, GU Y, YUAN Y, YOKOKAWA T, HARADA H. Mechanical properties and fracture modes of an advanced Ni-Co-base disk superalloy at elevated temperatures[J]. Materials Characterization, 2012, 67: 101-111.
- [16] GOPINATH K, GOGIA A K, KAMAT S V, BALAMURALIKRISHNAN R, RAMAMURTY U. Tensile properties of Ni-based superalloy 720Li: Temperature and strain rate effects[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39: 2340-2350.
- [17] BAI G H, LI J S, HU R, TANG Z W, XUE X Y, FU H Z. Effect of temperature on tensile behavior of Ni-Cr-W based superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 1974-1978.
- [18] YANG Y H, YU J J, SUN X F, JIN T, GUAN H R, HU Z H. The influence of long-term thermal exposure on intermediate temperature brittleness behavior of a Nickel-base superalloy[J]. Materials Characterization, 2012, 66: 30-37.
- [19] PANDE C, IMAM M, RATH B. Study of annealing twins in fcc metals and alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21: 2891-2896.
- [20] PANDE C, RATH B, IMAM M. Effect of annealing twins on Hall-Petch relation in polycrystalline materials[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 367: 171-175.

Microstructure and mechanical properties of hot extruded FGH96 powder metallurgy superalloy

LIU Xiao-tao^{1,2}, DING Han-hui^{1,2}, YANG Chuan^{1,3}, LIU Feng^{1,2}, HUANG Lan^{1,2}, JIANG Liang^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Research Institute of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

3. School of Aerospace and Astronautics, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The deformed microstructure and mechanical properties of hot extruded nickel base P/M superalloy FGH96 were investigated. The transverse direction was defined as being vertical to the direction of hot extrusion, and the longitudinal direction was parallel to that of extrusion. The results indicate that both transverse and longitudinal specimens show equiaxed metallographic microstructure without obvious texture, and the average grain size as well as volume fraction of γ' precipitation are out of distinct difference. Furthermore, under the condition of strain rate of $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, the ultimate tensile strength of both transverse and longitudinal direction specimens of FGH96 superalloys decreases slightly with the temperature elevating from 25 °C to 650 °C, while drops sharply when the temperature is higher than 650 °C. However, the ultimate tensile strength of transverse specimens is lower than that of longitudinal samples under the same test conditions. The failure mechanisms show a transition from transgranular fracture at 25 °C to a mixed mode which includes both transgranular fracture and intergranular fracture at higher temperature. The transition temperature of transverse specimens is roughly 400 °C, while that of longitudinal specimens is around 650 °C. Tangled dislocations and stacking faults exist clearly in the deformed transverse samples, and it is mainly the twin and interaction between dislocations and γ' precipitations that occur in the longitudinal specimens after tensile deformation.

Key words: P/M superalloy; grain size; γ' precipitate; ultimate tensile strength; failure mechanism; deformed microstructure

Foundation item: Project(2013zzts188) supported by the Fundamental Research Funds for the Central Universities of Central South University; Project(2012AA03A514) supported by the National High-Tech Research and Development Program of China; Projects(51401242, 61271356, 51205031, 51301209) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-06-29; **Accepted date:** 2015-11-30

Corresponding author: LIU Feng; Tel: +86-18670324887; E-mail: liufengehe@126.com

(编辑 龙怀中)