

原位拉伸法研究 GH3625 合金退火孪晶界稳定性及断裂行为

陈建军, 丁雨田, 王 琨, 马元俊, 王兴茂, 闫 康

(兰州理工大学 材料科学与工程学院 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 孪晶界作为低能稳定界面易在低层错能金属中被调控而成为近年来研究的热点。固溶态 GH3625 合金组织中含有大量退火孪晶组织。本实验采用室温原位拉伸结合扫描电子显微镜 (SEM) 观察和能谱 (EDS) 分析的方法研究了固溶态 GH3625 合金中孪晶组织演变及断裂行为。结果表明, GH3625 合金在原位拉伸变形过程中, 孪晶组织内部主要以单滑移为主; 在拉伸直至断裂的过程中, 随变形量的增加, 孪晶界逐渐发生弯曲, 但孪晶界始终存在于合金组织中, 起阻碍位错的作用, 具有良好的室温机械稳定性。GH3625 合金断裂时既有韧性断裂又有脆性断裂, 碳化物偏析是造成晶界裂纹以及晶内孔洞形成的主要原因。

关键词: GH3625 合金; 原位拉伸; 退火孪晶界; 机械稳定性; 断裂行为

中图法分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5; TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1311-07

镍基变形高温合金是能够在 600 °C 以上高温承受较大复杂应力并具有表面稳定性的高合金化镍基奥氏体金属^[1]。由于其优异的高温力学性能、抗氧化性能, 在复杂应力与气氛环境下能够良好地服役, 广泛应用于航空、航天、石油、核电等领域, 是现代国防、经济发展不可替代的关键材料^[2,3]。目前, 随着传统的镍基高温合金主要以合金强化提升材料性能的方式进入了瓶颈, 要使材料具有更高的承温能力、高强度和良好的变形能力, 以适应新一代航空发动机更高推重比与工作温度的需要, 新的设计理念、新工艺成为解决这一问题的重要举措^[4]。“材料素化”概念的提出受到众多学者的普遍认可, 调控材料中的组织、缺陷已经成为当前材料研究的热点^[5-7]。

近年来, 孪晶界因其界面能低、较高的界面稳定性、能够采用形变或热处理等工艺较容易地进行调控而受到广泛的研究。白琴等人^[8]对 Hastelloy N 合金采用晶界工程处理后, $\Sigma 3$ 晶界 (孪晶界) 比例明显提高, 时效处理过程中二次碳化物最不易在共格孪晶界处析出, 且 $\Sigma 3$ 晶界表现出更好的耐晶间腐蚀性能。Cui 等人^[9]对镍钴基高温合金 TMW-2 将固溶温度从 1100 °C 提高到 1140 °C, $\Sigma 3$ 晶界含量比例由 0.138 提升到 0.413, 抗蠕变性能提高。Yang 等人^[10]通过 Ni-Co-Al 三元镍基合金中 Co 含量的变化, 发现随着 Co 含量的

增加, 合金层错能降低, 退火处理后形成的退火孪晶含量增多, 导致 Ni-Co-Al 三元镍基合金强度与塑性同时提高。Lu 等^[11]和卢磊等^[12]研究发现, 当 Cu 金属中孪晶尺度变为纳米级时, 纳米孪晶铜具有良好的强度与塑性匹配, 同时相对于粗晶 Cu 具有更好的热和机械稳定性。可知, 在合金组织中引入大量的孪晶, 可以改善材料的力学性能和耐腐蚀性能。

孪晶的形成与层错能息息相关, 层错能越低, 形成孪晶的能力越强, 镍基变形高温合金层错能通常较低, 容易形成孪晶^[13-15]。GH3625 合金是一种传统的固溶强化型镍基变形高温合金, 研究表明, 经过冷变形^[16,17]、固溶退火^[18,19]或者形变热处理^[20-23]后都含有孪晶组织, 通过形变热处理工艺将显著提高 GH3625 合金中的孪晶界含量。分别对热挤压态、固溶态、冷轧态、退火态的 GH3625 合金管材进行不同强化机制对屈服强度的贡献值的研究发现, 孪晶界不仅通过孪晶界划分机制细化合金晶粒, 而且在保持合金塑性的同时, 通过孪晶界强化机制能提高合金的屈服强度^[20]。因此, 采用孪晶界面调控可以在不改变 GH3625 合金组织的前提下改善 GH3625 合金强度与塑性。而孪晶组织是否在服役过程中具有良好的稳定性对于材料安全服役至关重要, 研究 GH3625 合金组织中孪晶界的稳定性将为进一步的理论与工程应用提供重要的

收稿日期: 2020-05-14

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFA0700703); 国家自然科学基金 (51661019); 兰州理工大学红柳一流学科建设计划

作者简介: 陈建军, 男, 1993 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: lutchenjianjun@163.com

理论依据。当前关于 GH3625 合金孪晶组织稳定性鲜有报道, 本实验通过对热挤压荒管进行固溶退火处理获得退火孪晶组织, 借助扫描电子显微镜原位观察拉伸过程中固溶态 GH3625 合金中的孪晶组织演变以及裂纹扩展, 以研究 GH3625 合金组织中退火孪晶界室温机械稳定性及断裂行为。

1 实验

实验样品从 GH3625 合金热挤压管材截取, 规格为 $\Phi 159 \text{ mm} \times 18 \text{ mm}$, 合金成分如表 1 所示。采用线切割机沿合金管壁径向切取片状原位拉伸试样, 试样尺寸如图 1 所示, 拉伸片试样厚度为 0.7 mm 。试样放入管式炉经 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}/1 \text{ h}/\text{AC}$ 固溶处理后, 采用砂纸将片状试样厚度打磨为 0.5 mm , 机械抛光后在乙醇中超声清洗 15 min 。使用新配制的王水(体积比为浓盐酸:浓硝酸=3:1)溶液对抛光面进行化学腐蚀 3 min 以显示晶界, 清洗吹干。

采用装配有 Deben Microtest 2 KN 原位拉伸试样台以及能谱仪(EDS)的 FEI Quanta 450 场发射扫描电镜(SEM)对试样进行原位拉伸试验, 结合 SEM 观察拉伸过程中试样组织演变及断裂过程。然后对拉伸断口进行 SEM 观察和 EDS 分析。

2 结果与分析

2.1 GH3625 合金组织

GH3625 合金在 $1150 \text{ }^{\circ}\text{C}/1 \text{ h}/\text{AC}$ 下固溶退火态组织是由典型等轴晶组织和晶粒内部存在的大量退火孪晶组织组成, 如图 2 所示。其中退火孪晶组织可分为贯穿型孪晶与截止型孪晶, 贯穿型孪晶贯穿于等轴晶

的普通大角晶界, 两侧晶界为共格孪晶界; 截止型孪晶的孪晶前沿(垂直于共格孪晶界)中止于等轴晶晶粒内部, 与基体形成非共格孪晶界, 两侧晶界同样为共格孪晶界^[24]。这是因为, 固溶退火处理的过程使 GH3625 合金组织发生了静态再结晶, 新的晶粒取代了原始应变不均匀的晶粒, 因此合金组织中发生了变形孪晶的消失以及退火孪晶的产生这一过程。变形孪晶与退火孪晶都通过晶格重新取向并引入晶界来影响材料的性能, 但是二者的形成机制不同, 变形孪晶是由于滑移变形中全位错发生分解形成 Shockley 不全位错与层错, 随着变形的进行, 位错的交滑移或攀移均先通过肖克莱不全位错的束集而进行, 层错的宽度加宽, 滑移变形困难, 进而产生孪生变形形成孪晶, 使塑性变形继续进行^[25]。退火孪晶是在高温退火时, 回复阶段先形成层错, 部分层错长大作为孪晶形核, 随着大角晶界的迁移, 孪晶发生扩展、增厚^[26]。可见形变孪晶与退火孪晶的形成都与层错有关, 层错能越低, 形成层错越容易, 孪晶形成能力越强。纯 Ni 的层错能高(约为 125 mJ/m^2), 镍基高温合金在镍基体中加入了大量的合金元素, 使得层错能显著降低, 通常具有较低的层错能, 如镍钴基高温合金 TMW-4M3 的层错能低至 19.9 mJ/m^2 ^[27]。GH3625 合金是典型的镍基变形高温合金, 主要强化元素 Mo、Nb 降低 Ni 基体层错能的作用明显, 因此认为 GH3625 合金具有较低的层错能, 从而使得固溶态 GH3625 合金组织含有大量的退火孪晶组织, 退火孪晶界通常为共格孪晶界^[28,29]。

2.2 GH3625 合金原位拉伸孪晶组织演变

图 3 为固溶态 GH3625 合金原位拉伸试样工作部位中间区域的合金组织及拉力-位移曲线。从图 3a 拉

表 1 GH3625 镍基高温合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3625 alloy (wt%)

C	P	S	Cr	Fe	Mo	Nb	Al	Ti	Ni
0.042	0.006	0.0006	21.77	3.68	8.79	3.75	0.21	0.40	Bal.

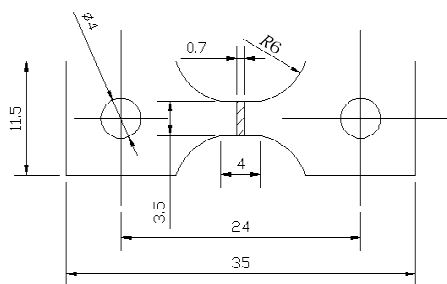


图 1 原位拉伸试样规格图

Fig.1 Dimension of sample used in in-situ SEM tension test

伸试样合金组织可以看出, 在此腐蚀条件下没有完全清晰地显示晶界, 但是能够很明显地观察到板条状退火孪晶组织, 因此不影响观察在拉伸过程中孪晶组织的演变。随着拉伸试验的进行, 对具有孪晶组织特征位置进行标定, 选择含有较多孪晶组织的区域, 如图 3b 所示, 标定区域中含有多个退火孪晶组织, 采用扫描电镜自带标尺测得平均孪晶片层厚度为 $21.79 \mu\text{m}$ 。结合 3c 所示的拉力-位移曲线分析不同变形阶段孪晶组织的变化。

图 4 为 GH3625 合金标定孪晶组织在原位拉伸过程中的组织演变。结合图 3c 所示的拉力-位移曲线可

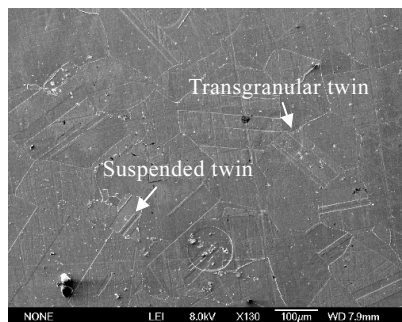


图2 GH3625 合金组织

Fig.2 Microstructure of GH3625 alloy

知, 拉伸力为 0~600 N 时为弹性变形阶段, 标记位置合金组织形貌未发生改变, 如图 4a。当加载的力大于 600 N 时, GH3625 合金发生塑性变形, 随着施加载荷的增大, 孪晶发生变形, 孪晶界逐渐趋向于拉伸方向发生弯曲, 表明孪晶及孪晶界两侧晶粒相对于拉伸轴坐标发生转动, 晶粒取向发生改变以适应变形。如图 4b 所示, 当拉伸力为 850 N 时, 合金组织出现大量的直线型滑移带, 同时在标定区域的其中一个孪晶组织中出现变形滑移带, 从图 4e 放大图可以看出滑移线与拉伸方向成大约 45° 角, 这是由于金属在切应力作用下沿着滑移面滑移产生的, 直线型变形滑移带表明此时孪晶内部滑移以单滑移为主, 符合面心立方金属滑

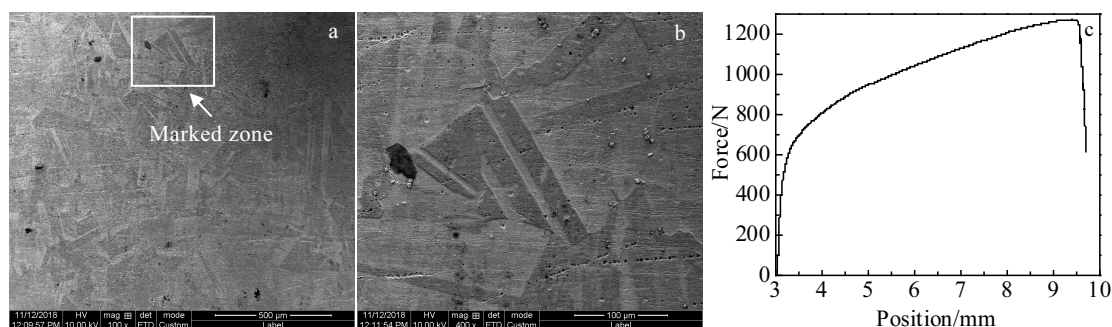


图3 GH3625 合金原位拉伸试样组织, 标定孪晶区域及拉力-位移曲线

Fig.3 SEM image (a), marked zone with twins microstructure (b) and tensile force-displacement curve (c) for in-situ tension GH3625 alloy specimen

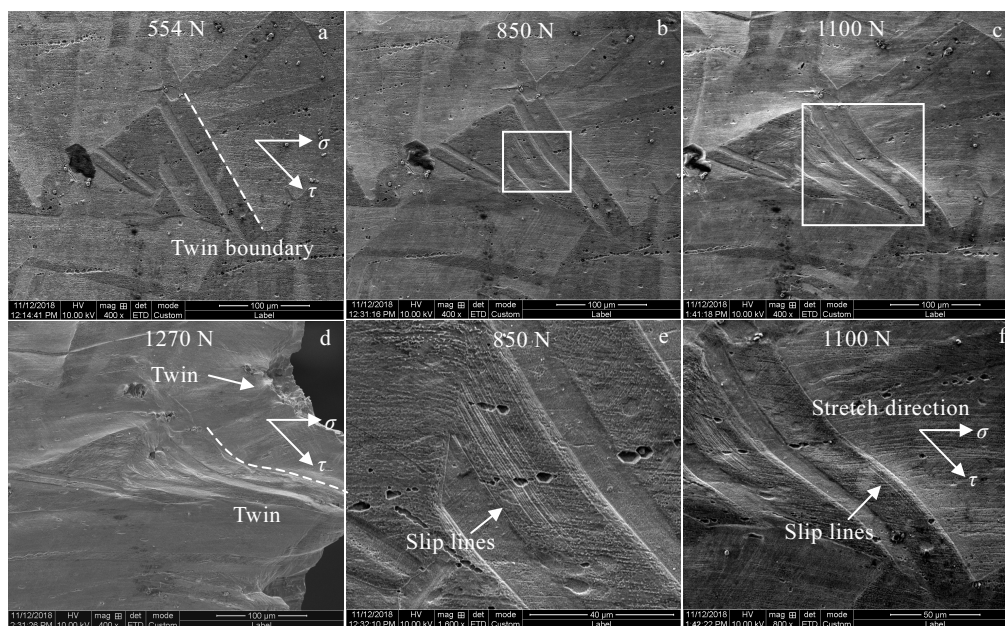


图4 GH3625 合金标定区域原位拉伸过程中孪晶组织

Fig.4 SEM images of twining microstructure in marked zone during in-situ tension of GH3625 alloy specimen: (a) 554 N; (b) 850 N; (c) 1100 N; (d) 1270 N; (e) enlarged box area in Fig.4b; (f) enlarged box area in Fig.4c

移变形规律。当拉伸力增加到 1100 N 时, 标定区域孪晶组织如图 4c 所示, 孪晶界发生较明显弯曲, 标定区域另一孪晶内部孪晶界附近产生直线滑移带, 从图 4f 放大图可以观察到, 滑移带一边中止于孪晶界处, 这是由于变形使孪晶内部位错密度增加, 孪晶界阻碍了位错运动所致^[30]。当拉伸力增加到 1270 N 时, 拉伸试样发生断裂, 从图 4d 可以看出, 孪晶界与拉伸方向有较大夹角的孪晶, 沿着拉伸方向发生明显变形, 孪晶界出现严重的弯曲, 孪晶取向发生改变, 但是退火孪晶界并未消失, 甚至在孪晶界中间发生断裂, 退火孪晶仍然清晰可见, 表明 GH3625 合金中孪晶界具有良好的室温机械稳定性。这是因为退火孪晶界是共格界面, 相对于普通大角晶界的界面能低, 是一种稳定界面, 因而在变形过程中能够稳定的存在^[31]。同时, 在整个变形过程中, 结合不同拉伸力下的标定区域组织观察可以看出, 孪晶界与拉伸力方向夹角越小, 孪晶组织变形程度越小。在合金组织的各个区域可以观察到弯曲的多滑移线, 但是没有观察到折线或波纹状的交滑移曲线, 进一步表明 GH3625 合金具有较低的层错能, 因为层错能低的金属扩展位错宽度大, 束集困难^[32]。

2.3 GH3625 合金的断裂过程

随着拉伸过程的进行, 观察到当拉伸力为 850 N

时, 试样部分边界区域出现裂纹, 选择其中一个区域进行原位拉伸观察, 以研究 GH3625 合金的断裂失效行为。图 5 为拉伸力为 850~1160 N 时标定区域拉伸试样边界处组织。从图 5b 中可以观察到裂纹主要在晶界处萌生, 随着拉伸力的增大而扩展增大。这是因为晶界相对于晶内含有大量的晶体缺陷, 同时固溶态 GH3625 合金晶界中存在 NbC、TiC 等碳化物, 导致晶界处原子排列较晶内原子排列疏松, 在拉伸过程中, 位错不断地形核与增殖, 在晶界处形成很大的应力集中, 晶界两侧晶粒的取向不同, 从而在晶界处首先产生裂纹^[18,19]。

当拉伸力增加到 1270 N 时, 从图 6a 可以看到, 试样中心区域与试样边缘同时出现孔洞与大裂纹, 试样中心断裂孔洞恰好位于初始标定孪晶区域中, 且断裂孔洞穿越孪晶界, 如图 6f 放大图所示。随着加载的进行, 边缘裂纹向内部扩展与孔洞连通, 随后快速断裂。因此, 可以得出固溶态 GH3625 合金在室温拉伸过程中, 裂纹起源于试样边界区域晶界处或者晶粒内部区域, 且同时存在着沿晶断裂与穿晶断裂的特征。从图 6e 试样断裂裂纹可以看出, 当边缘裂纹扩展至与中心孔洞裂纹连通时, 裂纹扩展方向与主正应力方向垂直, 裂纹较平直, 呈现脆性断裂特征; 当裂纹由孔

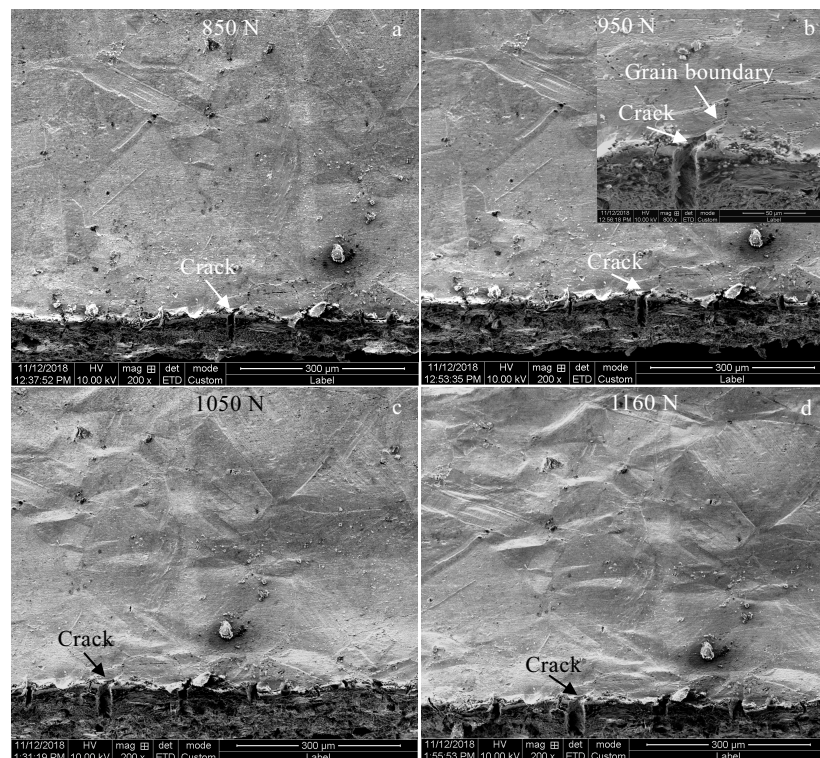


图 5 原位拉伸过程中拉伸力为 850~1160 N 时 GH3625 合金试样边界区域组织

Fig.5 SEM images of boundary area of GH3625 alloy specimen during in-situ tension: (a) 850 N, (b) 950 N, (c) 1050 N, and (d) 1160 N

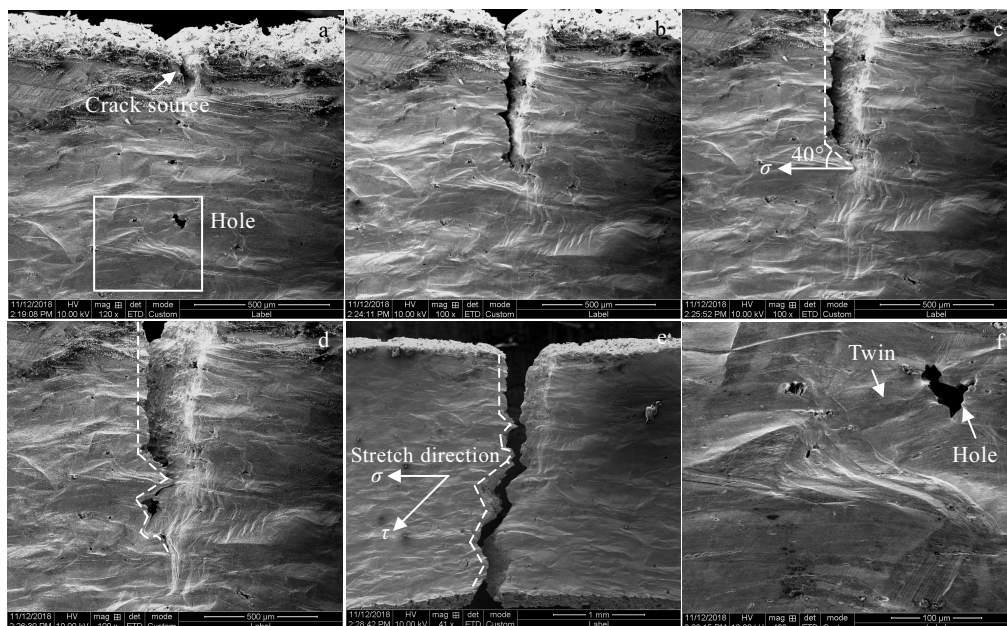


图6 GH3625 合金原位拉伸试样断裂过程裂纹扩展

Fig.6 Crack propagation during fracture process of GH3625 alloy in-situ tension specimen: (a) start to fracture; (b-d) crack propagation; (e) fracture crack of specimen; (f) hole appear in the specimen, corresponding to the box in the Fig.6a

洞处进一步扩展至断裂时，裂纹沿切应力（与拉伸方向夹角约 40° ）方向扩展，且断裂后期宏观裂纹呈锯齿状，表现为塑性断裂特征^[33]。

2.4 断口形貌分析

根据 GH3625 合金的断裂过程，进一步采用扫描电镜观察结合能谱分析 GH3625 合金断口不同区域的形貌与成分。图 7a 和 7d、7b 和 7e、7c 和 7f 分别为 GH3625 合金试样边缘处初始断口、中间区域断口及完全断裂处

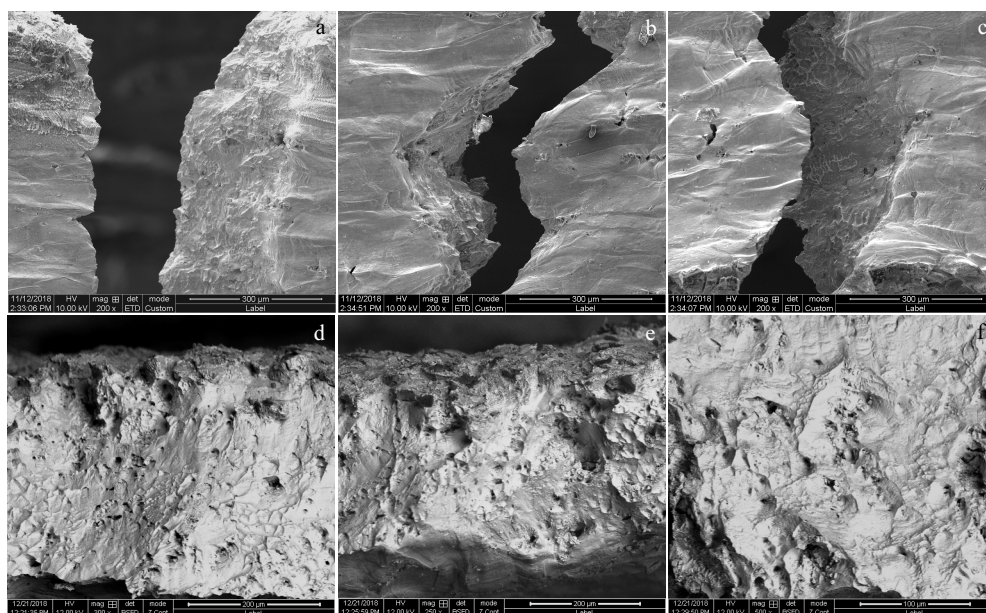


图7 GH3625 合金拉伸断口形貌

Fig.7 Fractographs of the GH3625 alloy after tension: (a, d) the beginning fracture zone; (b, e) the middle fracture zone; (c, f) the final fracture zone

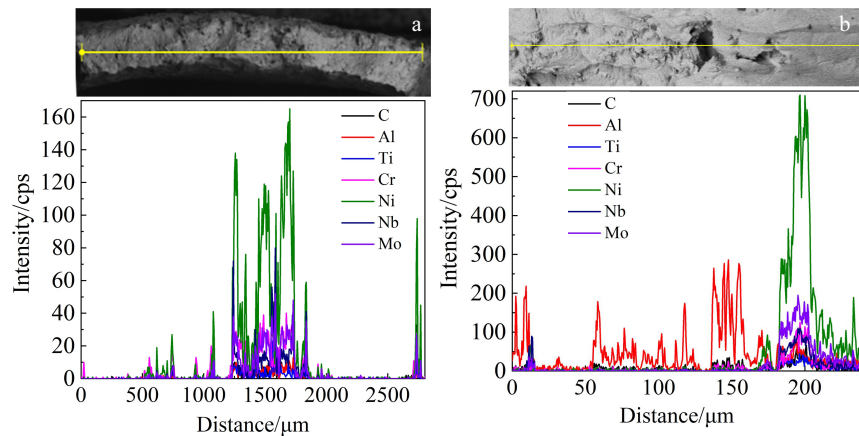


图 8 沿 GH3625 合金断口标注线的 EDS 线扫描

Fig.8 EDS line scan along marked line on fracture zone of the GH3625 alloy: (a) entire fracture and (b) internal hole

不同区域的形貌。从图 7 可以明显地看出,在断口各区域都有韧窝存在,试样中间区域断口的韧窝要大于起始断裂边缘区域与结束断裂边缘区域。韧窝的存在表明 GH3625 合金在断裂过程中,始终存在韧性断裂^[33]。进一步采用能谱仪对整个断口进行线扫描分析,如图 8a 所示。结果表明,试样中断口处同样存在大量的 Nb、Mo、Ti、Al、C 元素偏析。采用 EDS 点分析证实断口韧窝处含有 NbC、MoC、TiC 碳化物析出相。采用标尺对初始孔洞形成区域与边界的距离测量,结合图 8a 整个断口 EDS 线扫描发现,初始断裂形成孔洞区域也位于该碳化物偏析区域;对拉伸试样边缘附近孔洞进行进一步 EDS 线扫描分析,如图 8b 所示,发现大量的 Al、Ti、Nb、Mo、C 偏析,进一步表明碳化物是造成晶内形成孔洞的主要原因。这是因为 GH3625 合金在变形过程中,碳化物钉扎位错,使得碳化物处形成较大应力集中,当拉伸力达到一定程度时,碳化物相边界处成为了裂纹源。

3 结 论

1) 固溶态 GH3625 合金中含有大量的退火孪晶,在室温原位拉伸直至断裂的整个过程中,孪晶界始终存在于合金组织中,起到细化晶粒的作用,阻碍位错运动,具有良好的冷变形机械稳定性。

2) GH3625 合金在原位拉伸过程中,孪晶组织内部主要以单滑移为主。且随着拉伸变形量的增加,孪晶界发生弯曲。退火孪晶界与拉伸方向夹角越大,孪晶界弯曲程度越大。

3) GH3625 合金在冷变形断裂失效过程中,同时存在韧性断裂与脆性断裂,碳化物析出是造成晶界裂纹、以及晶内孔洞形成的主要原因。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting (郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 3
- [2] Shi Changxu(师昌绪), Zhong Zengyong(仲增墉). *Fifty Years Development of Superalloy in China*(中国高温合金五十年)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006
- [3] Du 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(9): 1115
- [4] Wu Jing(吴静), Liu Yongchang(刘永长), Li Chong(李冲) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(1): 21
- [5] Li X Y, Lu K. *Nature Materials*[J], 2017, 16(7): 700
- [6] Yang Le(杨乐), Li Xiuyan(李秀艳), Lu Ke(卢柯). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(11): 1413
- [7] Li Xiuyan, Lu Ke. *Science*[J], 2019, 364 (6442): 733
- [8] Bai Qin(白琴), Liu Bingyu(刘冰玉), Xia Shuang(夏爽) et al. *Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2020, 42(1): 28
- [9] Cui C Y, Gu Y F, Yuan Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 5465
- [10] Yang C L, Zhang Z J, Zhang P et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 100
- [11] Lu K, Lu L, Suresh S. *Science*[J], 2009, 324(5925): 349
- [12] Lu Lei(卢磊), Lu Ke(卢柯). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1422
- [13] Swygenhoven H V, Derlet P M, Frøseth A G. *Nature Materials*[J], 2004, 3(6): 399
- [14] El-Danaf E, Kalidindi S R, Doherty R D. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 1999, 30(5): 1223

- [15] Li Dazhao(李大赵). *Properties, Microstructure and Production Process of Twinning Induced Plasticity (TWIP) Steel*(李晶诱导塑性(TWIP)钢的性能、组织及生产工艺)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2014
- [16] Ding Yutian(丁雨田), Gao Yubi(高钰璧), Dou Zhengyi(豆正义) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(10): 70
- [17] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(4): 547
- [18] Ding Yutian(丁雨田), Ma Yuanjun(马元俊), Dou Zhengyi(豆正义) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2018, 32(8): 1311
- [19] Ding Yutian(丁雨田), Meng Bin(孟斌), Gao Yubi(高钰璧) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2018, 32(2): 243
- [20] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(11): 3585
- [21] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(1): 44
- [22] Gao Yubi(高钰璧), Ding Yutian(丁雨田), Chen Jianjun(陈建军) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2020, 44(7): 673
- [23] Gao Y B, Ding Y T, Chen J J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 361
- [24] Beyerlein I J, Zhang X H, Misra A. *Annual Review of Materials Research*[J], 2014, 44: 329
- [25] Xu Y J, Qi D Q, Du K *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 87: 37
- [26] Yang Gang(杨钢), Sun Lijun(孙利军), Zhang Lina(张丽娜) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2009, 21(2): 39
- [27] Yuan Y, Gu Y F, Cui C Y *et al. Journal of Materials Research*[J], 2011, 26(22): 2833
- [28] Shang S L, Zacherl C L, Fang H Z *et al. Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2012, 24(50): 505 403
- [29] Shang S L, Wang Y, Du Y *et al. Computational Materials Science*[J], 2014, 91: 50
- [30] Zhou L X, Feng Z Q, Zhu L L *et al. Nature*[J], 2020, 579(5): 67
- [31] Lu K. *Nature Reviews Materials*[J], 2016, 1(5): 16 019
- [32] Wang Yanan(王亚男), Chen Shujiang(陈树江), Dong Xichun(董希淳). *Dislocation Theory and Its Applications*(位错理论及其应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 89
- [33] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Analysis of Fractography*(断口学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 4

Stability of Annealing Twin Boundaries and Fracture Behavior of GH3625 Alloy During in Situ Tension

Chen Jianjun, Ding Yutian, Wang Kun, Ma Yuanjun, Wang Xingmao, Yan Kang

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Twin boundary as a low energy stable interface and easy to be regulated in low stacking energy metals has become a hot focus in recent years. There are a lot of annealing twin structures in the solid solution GH3625 alloy. In this experiment, the annealing twin structure evolution and the fracture behavior of GH3625 were studied by in situ tension at room temperature, combined with scanning electron microscopy (SEM) observation and energy dispersive spectrometer (EDS) analysis. The results show that the deformation mode in the twin structure of GH3625 alloy is mainly single slip in the process of in situ tensile deformation, and the twin boundary gradually bends with the increase of deformation during the process of tensile and fracture, but the twin boundaries always exists in the alloy structure, which hinders the dislocation and has good mechanical stability at room temperature. There are both ductile fracture and brittle fracture in GH3625 alloy, the carbide segregation is the main cause of grain boundary crack and intragranular holes formation.

Key words: GH3625 alloy; in situ tension; annealing twin boundaries; mechanical stability; fracture behavior

Corresponding author: Ding Yutian, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: dingyt@lut.edu.cn