

700 °C超超临界汽轮机汽缸铸件用 候选耐热合金组织性能对比分析

李志涛¹, 曲天王¹, 孙育君², 蔡航², 冯鑫源¹, 肖旋¹, 吴云胜², 周兰章²

(1. 沈阳理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110159;

2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁沈阳 110016)

摘要: 为了开发适用于700 °C超超临界燃煤电站汽轮机汽缸铸件用新型高温合金, 本研究通过扫描电镜和透射电镜系统分析了六种铸造合金(H282、IN740H、G130、K984、K325和IN617)在标准热处理态及700 °C/1 000 h长期时效态下的显微组织与力学性能。结果显示H282、IN740H、G130和K984合金经标准热处理后, 晶内析出大量球形 γ' 相, 直径约10~20 nm; IN617合金由于 γ' 相形成元素含量较低, 强化相析出较少; 而K325合金中主要析出盘片状 γ' 相。700 °C/1 000 h时效后, 合金晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物发生粗化并呈现连续分布, 晶内球形 γ' 相和盘片状 γ' 相显著粗化; 同时K325合金晶界处析出大量针状 δ 相, IN740H合金晶界则出现少量针状 η 相。合金拉伸、冲击及持久性能试验结果显示IN617合金塑性最优, 但强度较低, H282合金强度最高, 但塑性相对不足。基于上述结果, 结合IN617(高塑性)和H282(高强度)的合金成分特点, 通过合金成分的优化和改进, 有望开发出兼具优异强度与塑性的新型高温合金, 以满足700 °C超超临界汽轮机汽缸材料的服役要求。

关键词: 700 °C超超临界汽轮机汽缸; 铸造高温合金; 微观组织; 力学性能; 材料筛选

中图分类号: TG132.3³; TG146.1⁵ **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977(2026)01-0047-10

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0008

作者简介:

李志涛(1999-), 男, 硕士生, 工程师, 主要研究方向为镍基高温合金。电话: 17564155849, E-mail: 17564155849@163.com

通信作者:

肖旋, 女, 博士。电话: 13998179063, E-mail: xiaoxuan1029@163.com

基金项目:

国家科技重大专项(2024ZD0601100)。

收稿日期:

2025-09-01 收到初稿,
2025-09-15 收到修订稿。

引用格式:

李志涛, 曲天王, 孙育君, 等. 700 °C超超临界汽轮机汽缸铸件用候选耐热合金组织性能对比分析[J]. 铸造, 2026, 75(1): 47-56.

LI Zhitao, QU Tianren, SUN Yujun, et al. Comparative analysis of microstructure and properties of candidate heat-resistant alloys for 700 °C ultra-supercritical steam turbine cylinder castings[J]. Foundry, 2026, 75(1): 47-56.

我国“富煤、缺油和少气”的能源禀赋, 决定了燃煤发电在能源领域的基础地位。在当前世界能源格局变动的国际局势下, 燃煤发电在电力“压舱石”及护航新能源方面的作用日渐凸显。在“碳达峰、碳中和”的背景下, 发展清洁高效的超超临界电站技术是实现节能减排的重要途径^[1]。耐热材料开发及部件制备是限制先进超超临界电站发展的瓶颈问题。目前我国建立了600~700 °C超超临界锅炉用耐热材料自主体系, 基本实现全系锅炉部件自主保供, 但700 °C超超临界电站汽轮机端材料及部件仍处于研发阶段。其中, 汽轮机汽缸因其铸件单体重量大、铸件材料性能要求苛刻(强度和塑性要求高、抗氧化腐蚀性能好、焊接性能优异)成为发展700 °C超超临界电站的关键问题之一^[2]。

国内外对高参数超超临界电站汽轮机汽缸进行了相应研究。欧洲高参数超超临界电站汽轮机汽缸候选材料包括IN625^[3]和IN617^[4]合金, 其中Goodwin公司制造了11.5吨级IN625镍基合金汽缸铸件、3.2吨的IN617合金阀体和1.5吨的IN617合金喷嘴室铸件, 奥钢联公司成功制造了3.2吨的IN625合金阀体验证铸件和1.3吨喷嘴室铸件。日本高参数超超临界汽轮机汽缸、阀体等铸件的候选材料有IN740^[5]、IN625、IN617合金、LTES700^[6](铸造)等, 并制作了阶梯试样及验证汽缸和阀体铸件。美国高参数超超临界电站汽轮机汽缸候选材料包括IN740和IN282合金, 相关研究机构已克服了非真空环境下精确控制Ti和Al含量的工程难点, 并成功制备出2.7吨的Haynes282^[7]89980汽缸阀体。我国正在进行650 °C超超临界汽轮机汽缸铸件材料的研发及部件的制备, 中国科学院金属研究所成功开发了650 °C超超临界汽轮机大型铸件用K325镍基耐热合金, 并制备出12吨级K325镍基合金汽缸全尺寸工业试铸件, 目前试铸件正在进行应用考核评价; 西安热工研究院有限公司研发了HT700C镍铁基

合金，并制备出3吨级汽缸阀体及10吨级汽缸铸坯。然而，650℃超超临界汽轮机汽缸铸件用材及制备技术并不能完全适用于700℃超超临界电站，开发700℃超超临界电站汽轮机汽缸铸件用材是继续解决的问题之一^[8]。

依据汽缸铸件结构特点和对耐热合金的要求，考虑合金物理性能、强韧性及工艺性，借鉴国内外研究情况，筛选出铸件用镍基耐热合金候选材料——K325、H282、G130、IN617、IN740H和K984。其中K325为 γ' 相沉淀强化合金，IN617合金为以固溶强化为主的镍基耐热合金，Haynes282、IN740H和G130为 γ' 相沉淀强化型镍基耐热合金，K984为 γ' 相沉淀强化型镍铁基耐热合金。本研究主要对上述六种候选材料热处理态及时效态的微观组织及力学性能进行对比分析，明确各候选材料的优势与劣势，进而筛选出1~2种原型合金，为开发我国700℃超超临界电站汽轮机汽缸铸件用新型合金奠定基础。

1 材料制备与试验方法

采用真空感应炉冶炼K325、IN617、H282、

IN740H、G130、K984这六种候选材料的母合金，母合金实测成分如表1所示。对母合金进行重熔并浇注成特定形状的拉伸、持久、冲击样品。进一步，对合金进行固溶热处理和时效热处理（表2）及700℃/1 000 h时效试验。

从试验棒两端切割用于微观结构观察的金相样品，对金相样品进行机械研磨（400[#]，600[#]，1 200[#]和2 000[#]碳化硅砂纸）和抛光（粒度为2.5 μm和1.5 μm的水溶性金刚石研磨膏），用300 mL H₃PO₄+20 mL H₂SO₄+30 g CrO₃溶液对金相样品进行电解腐蚀，电解电压为3~7 V，电解时间为3~10 s，采用Tescan场发射扫描电子显微镜（SEM）和能量色散X射线光谱仪（EDS）观察合金微观组织形貌。TEM样品制备方式为在试棒上切取厚度约为600 μm的片状样品，机械研磨至50 μm左右，将薄片冲成直径为3 mm的圆片，在Tenupol-5型化学双喷减薄仪上对圆片进行双喷电解，双喷电解液为10% HClO₄+90% C₂H₅OH（体积分数），双喷电解温度为-22℃左右，电压为22 V，电流为30~40 mA，进而采用JEM-F200型透射电子显微镜（TEM）获得各相对应的衍射斑点。

表1 候选材料实测成分
Tab. 1 The measured compositions of candidate materials

合金	C	B	Cr	Co	Mo	Nb	Ti	Al	其他	Ni
K325	0.037	0.002 1	21.5	-	9.10	3.55	0.19	0.24	-	余
IN617	0.037	0.002 2	22.0	12.1	9.15	-	0.40	1.05	-	余
H282	0.037	0.002 2	20.0	9.80	8.55	-	2.08	1.52	-	余
IN740	0.028	0.002 3	24.5	20.0	0.49	1.43	1.36	1.41	-	余
G130	0.022	0.002 1	24.5	19.7	0.31	0.24	1.43	1.54	0.95Ta	余
K984	0.030	0.002 0	21.0	-	2.14	1.18	1.21	0.89	17.8Fe	余

表2 候选材料热处理工艺
Tab. 2 Heat treatment regimes for candidate materials

合金	热处理工艺
K325	1 100℃/2 h→1 200℃/8 h/空冷+700℃/36 h/空冷
IN617	1 100℃/2 h→1 200℃/8 h/空冷+750℃/8 h/空冷
H282	1 100℃/2 h→1 200℃/8 h/空冷+788℃/8 h/空冷
IN740、G130	1 100℃/2 h→1 200℃/8 h/空冷+800℃/8 h/空冷
K984	1 150℃/8 h/空冷+750℃/8 h/空冷

将经过标准热处理及长期时效后样品加工成拉伸及冲击试验试样，采用AG-X 250KN型电子拉伸试验机及ZBC2452-C型摆锤式冲击试验机对合金进行室温拉伸及室温冲击测试，各个状态的力学性能至少为3个平行试样的平均值。进一步，采用Tescan场发射扫描电子显微镜（SEM）对力学性能断口形貌进行观察与表征。

2 试验结果与分析

2.1 合金铸态组织

六种候选材料的铸态组织如图1所示，由图可知铸造合金存在明显的成分偏析，呈现典型的树枝晶形貌，其中暗色区域为枝晶干，亮色区域为枝晶间，在枝晶间区域还有初生析出相存在，主要为富Ti/（Nb）元素的块状MC型碳化物^[9]。

2.2 热处理态合金组织及瞬时性能

六种候选材料经过热处理后的晶界及晶内组织如图2和图3所示。合金晶界均分布着颗粒状富Cr的M₂₃C₆碳化物，K325合金晶内析出盘片状 γ' 相，而其他五种候选材料晶内析出球状 γ' 相，直径在10~20 nm范围内。

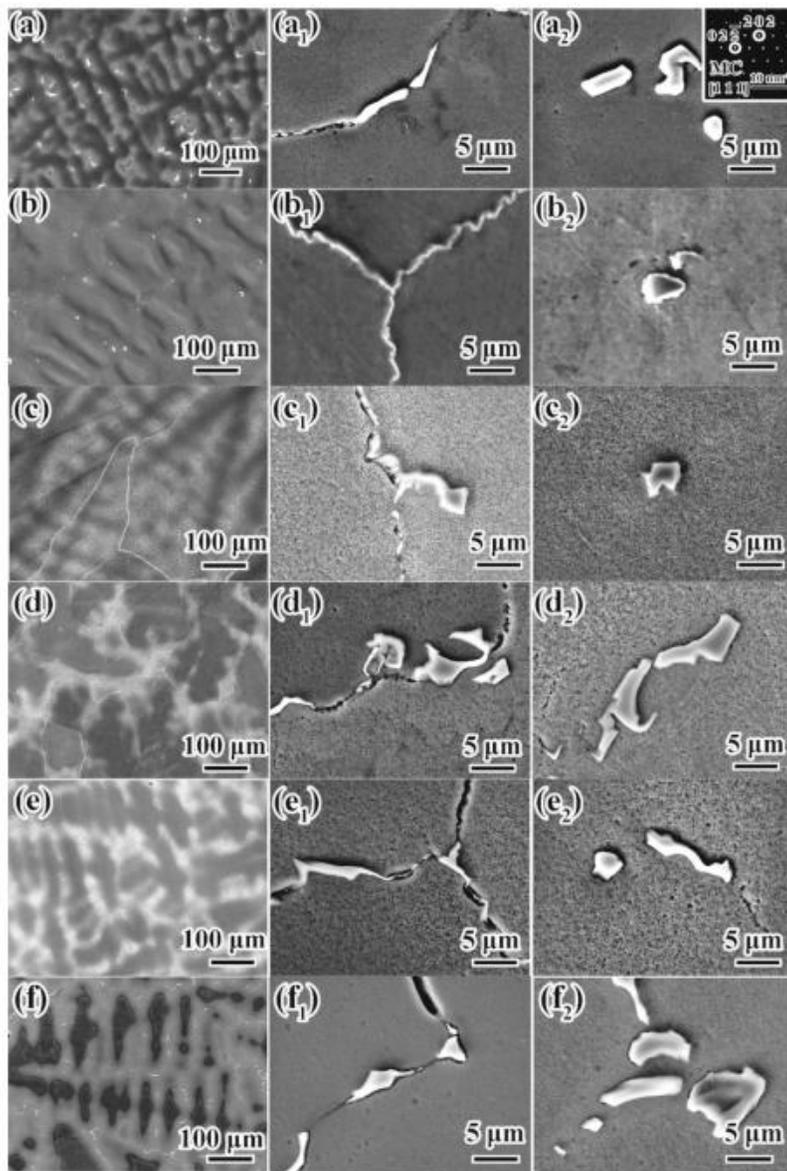
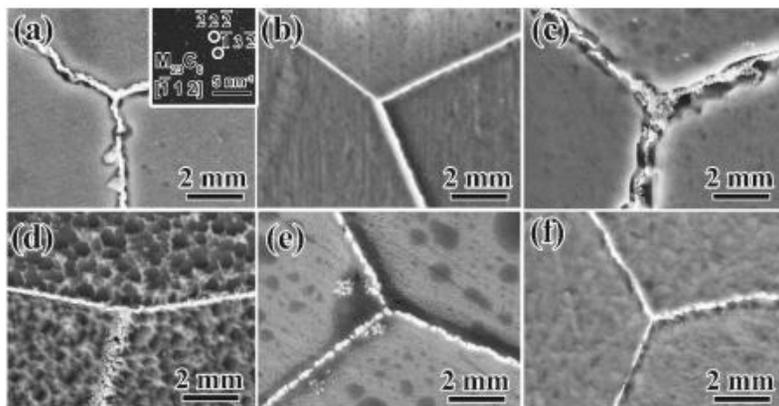


图1 K325 (a, a1, a2), IN617 (b, b1, b2), H282 (c, c1, c2), IN740H (d, d1, d2), G130 (e, e1, e2), K984合金 (f, f1, f2) 铸态枝晶组织、晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物及MC碳化物形貌特征

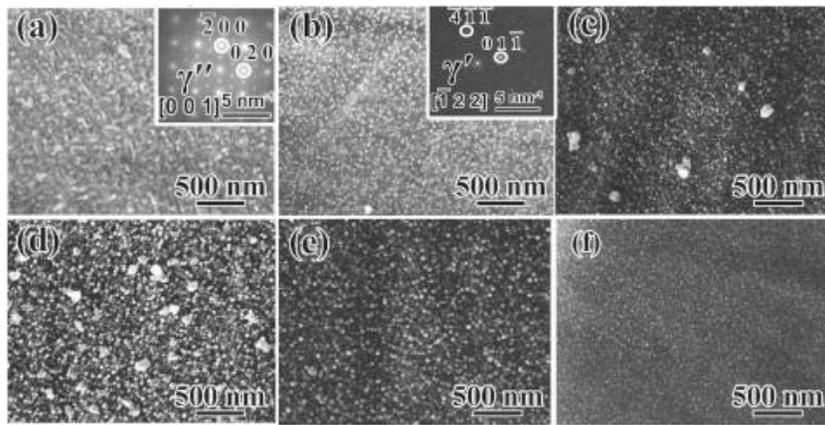
Fig. 1 As-cast dendrite microstructures, $M_{23}C_6$ and MC carbide morphology characteristics on the grain boundaries of K325 (a, a1, a2), IN617 (b, b1, b2), H282 (c, c1, c2), IN740H (d, d1, d2), G130 (e, e1, e2), and K984 alloys (f, f1, f2)



(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图2 热处理后候选材料的晶界组织

Fig. 2 Grain boundary microstructures of candidate materials after heat treatments



(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图3 热处理后候选材料的晶内析出相

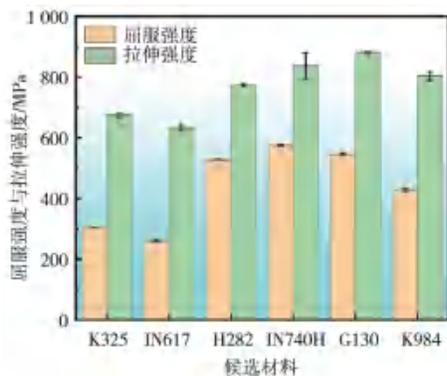
Fig. 3 Intra-granular precipitates in candidate materials after heat treatments

对热处理态候选材料进行室温拉伸性能测试，结果如图4所示。结果显示K325和IN617合金的拉伸性能相近，屈服强度为300 MPa左右，抗拉强度约650 MPa，伸长率和断面收缩率分别高于50%和40%。相对于K325和IN617合金，IN740H和G130合金的拉伸强度显著提高，但塑性有所下降，IN740H和G130合金的屈服强度和抗拉强度分别达到550 MPa和850 MPa左右，伸长率和断面收缩率整体低于30%。H282及K984合金的屈服强度分别为533 MPa和428 MPa，抗拉强度则为800 MPa左右，介于K325、IN617合金和IN740H、G130合金之间，塑性与IN740H、G130合金相近，伸长率和断面收缩率均为30%左右。上述候选材料中，H282、IN740H、G130和K984合金属于典型的沉淀强化型镍基高温合金，经过热处理后，合金内部析出大量 γ' 相，有效提升合金强度，同时也使合金塑性有所降低。K325合金以 γ'' 相为主要强化相，IN617合金中 γ' 相形成元素相对较少，上述两种合金在经过热处理后强化相析出含量较低，因此合金的拉伸塑性较高，

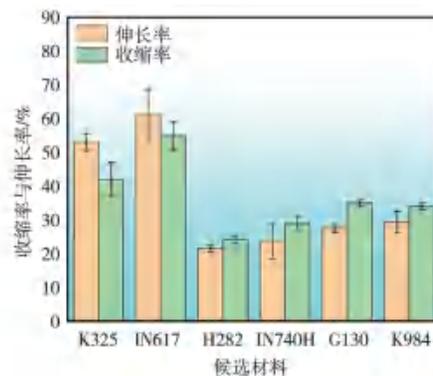
但强度有所下降^[10]。

热处理态候选材料室温拉伸后断口形貌如图5所示。结果显示六种候选材料室温拉伸断口呈现相似的特征，断口中心部位出现韧窝，为韧性穿晶断裂，而断口四周表面光滑，为脆性沿晶断裂，即六种候选材料的室温拉伸断口均呈现混合断裂特征。此外，IN740H、G130、K984合金断口中心部位出现枝晶形貌，枝晶间存在微孔洞导致枝晶间成为裂纹主要起始部位。

图6为热处理后候选材料的室温冲击性能。结果显示，IN617合金的室温冲击功超过300 J，显著高于其他合金，这是因为IN617合金中 γ' 相形成元素相对较少，热处理后 γ' 相析出含量较低，进而提升了合金的塑性；K325合金的冲击功达到152 J，为IN617合金冲击功的一半；IN740H和G130合金的冲击功相近，约为120 J左右，约为IN617合金冲击功的五分之二；K984和H282合金的冲击功为50 J左右，仅为IN617合金的五分之一。H282和K984合金属于典型的沉淀强化型镍基高



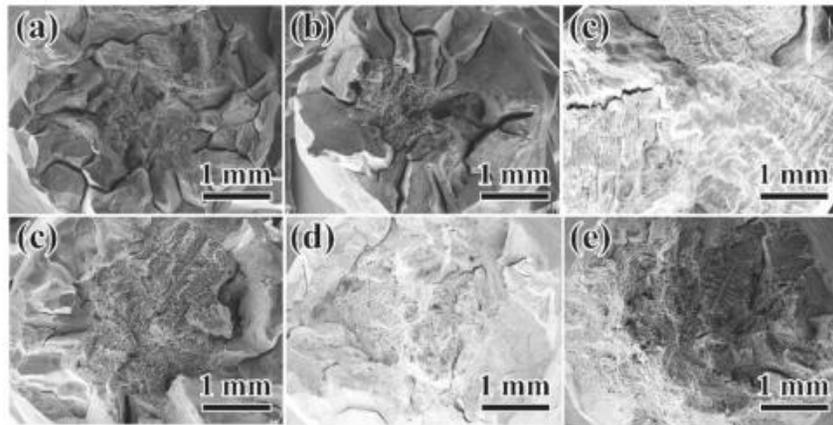
(a) 强度



(b) 塑性

图4 标准热处理后候选材料的室温拉伸性能

Fig. 4 Room-temperature tensile properties of candidate materials after standard heat treatments



(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图5 标准热处理后候选材料的室温拉伸断口

Fig. 5 Room-temperature tensile fracture surfaces of standard heat-treated candidate materials

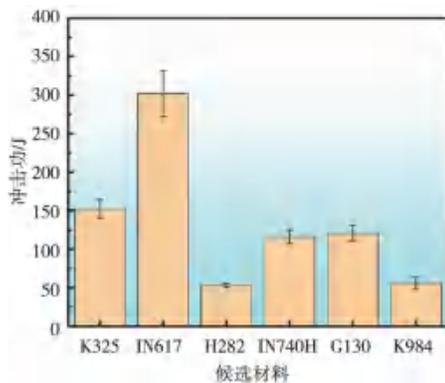


图6 候选材料标志室温冲击功

Fig. 6 Room-temperature impact energies of candidate materials after standard heat treatments

温合金，热处理后合金内部析出大量 γ' 相，在提升合金强度的同时降低了合金塑性。

热处理后候选材料室温冲击后断口形貌如图7所示，远离V型缺口的位置为1区，中心部位为2区，靠近V型缺口的位置为3区。六种候选材料的冲击断口形貌显示相似的特征，断口中心部位出现枝晶状断口形貌，推测中心部位枝晶间存在微孔洞，进而导致枝晶间成为裂纹主要起始部位，其中IN617合金中心枝晶状区域占比最小，取而代之的为浅韧窝，在断裂过程中能够吸收更多的能量，因此IN617合金具有较高的冲击功，而K984枝晶状断口区域占比较大，其冲击功数值相应较低。断口两侧位置（1区和3区）则整体呈现沿晶断裂和穿晶断裂混合的断面特征，其中K325合金则以穿晶断裂^[11]和韧窝特征为主，具有更高的冲击功，H282合金则以沿晶断裂^[12]为主，冲击功相对较低。

2.3 时效态（700 °C / 1 000 h）合金组织及瞬时性能

六种候选材料经过700 °C / 1 000 h长期时效后的微

观组织如图8和图9所示^[13-14]。与热处理态组织相比，时效态合金晶界 $M_{23}C_6$ 发生粗化与连接，K325合金晶界处析出大量针状 δ 相，由于Nb在晶界及 $M_{23}C_6/\gamma$ 相界面处的偏析， δ 相优先于晶界析出，随后倾向于在MC型碳化物周围形成，继而出现在枝晶间区域，最终在枝晶核心区形成无析出带。在长期时效过程中，屈服强度的变化可分为三个阶段：首先急剧上升，随后逐渐增加，最终趋于稳定。 γ'' 相在第一阶段起主要强化作用，而 δ 相逐渐成为关键的强化相。伸长率在时效初期显著下降，之后则无明显变化。IN740H合金晶界处析出少量针状 η 相。700 °C / 1 000 h长期时效后，晶内盘片状 γ'' 相及球形 γ' 相也发生粗化， γ' 颗粒直径由热处理态的10~20 nm增加到30~50 nm，其中IN617合金中 γ' 相含量明显低于H282、IN740H、G130和K984合金。

对700 °C / 1 000 h时效态合金进行室温拉伸性能测试，如图10所示。结果显示，由于700 °C / 1 000 h时效后强化相补充析出及适度粗化，合金的室温拉伸屈服强度均高于热处理态合金，其中K325合金提升幅度达到80%，IN617合金提升了50%，其余四种合金增幅在15%~40%范围内。700 °C / 1 000 h时效后，IN617合金的屈服强度为395 MPa，K325和K984合金屈服强度处于同一水平，在540~590 MPa范围内，H282、IN740H、G130三种合金的屈服强度均超过640 MPa。就抗拉强度而言，IN617和K325合金的抗拉强度均为760 MPa左右，而其余四种合金的抗拉强度较高，可达820 MPa以上。合金拉伸塑性则与拉伸强度呈现相反的变化趋势，IN617合金的拉伸塑性最高，伸长率和断面收缩率均可达到30%，G130合金的拉伸塑性次之，伸长率和断面收缩率分别为16%和20%，其余四种合金的拉伸塑性相近，伸长率和断面收缩率均在10%左右^[15]。

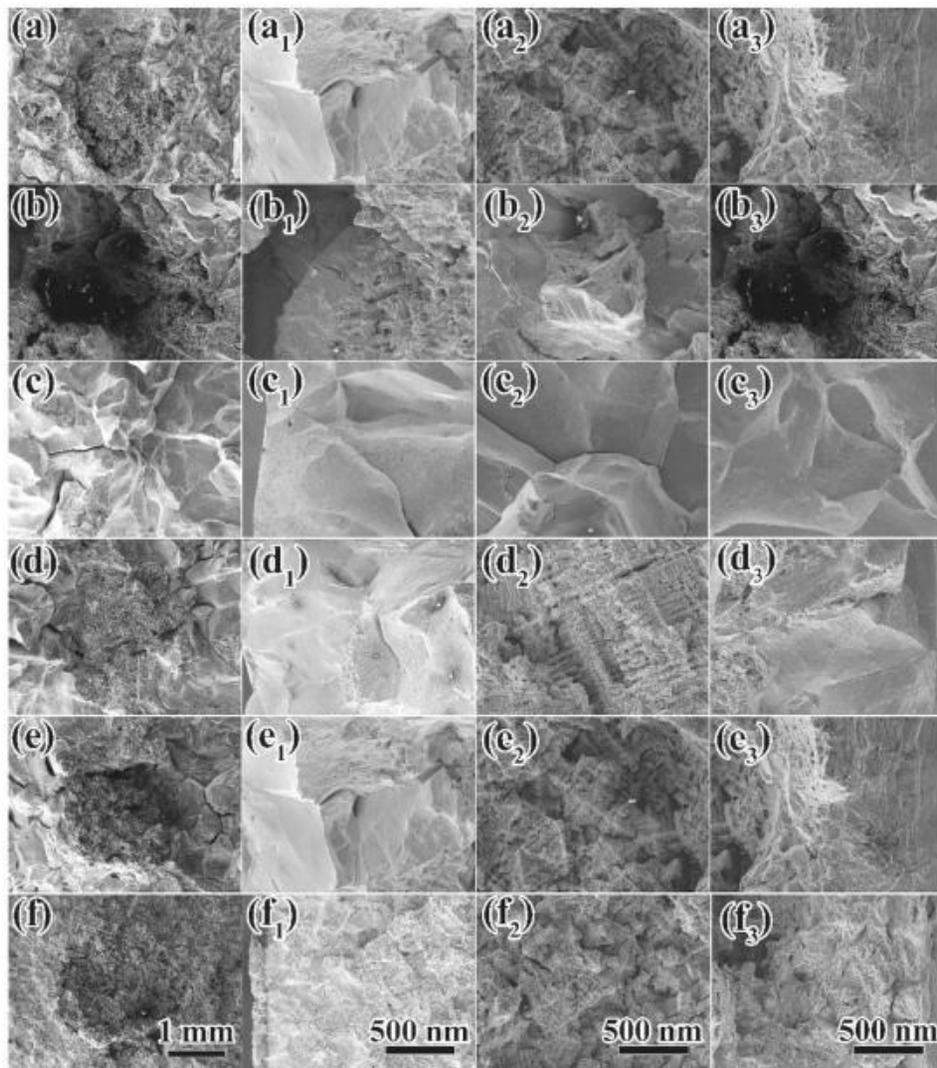
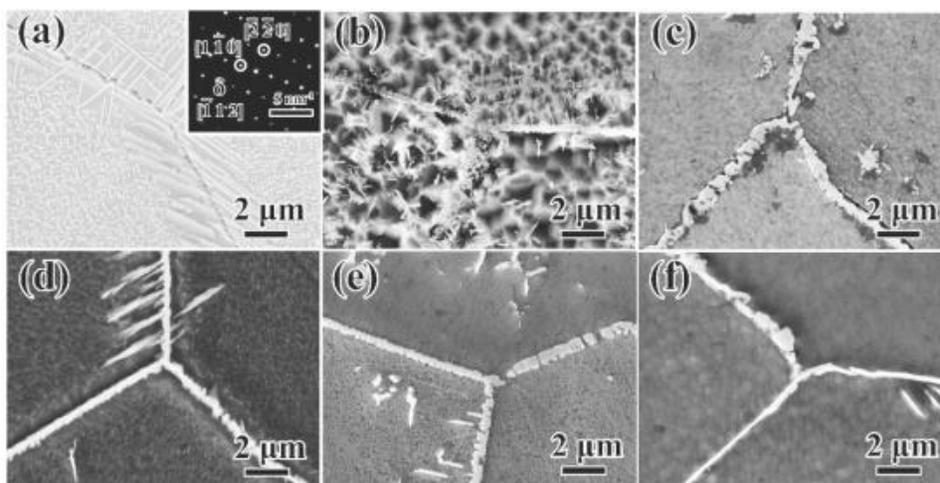


图7 热处理后K325 (a), IN617 (b), H282 (c), IN740H (d), G130 (e), K984 (f) 合金的室温冲击断口, 其中远离V型缺口的位置为1区 (a1-f1), 中心部位为2区 (a2-f2), 靠近V型缺口的位置为3区 (a3-f3)

Fig. 7 Room-temperature impact fracture surfaces of heat-treated candidate materials: (a) K325, (b) IN617, (c) H282, (d) IN740H, (e) G130 and (f) K984



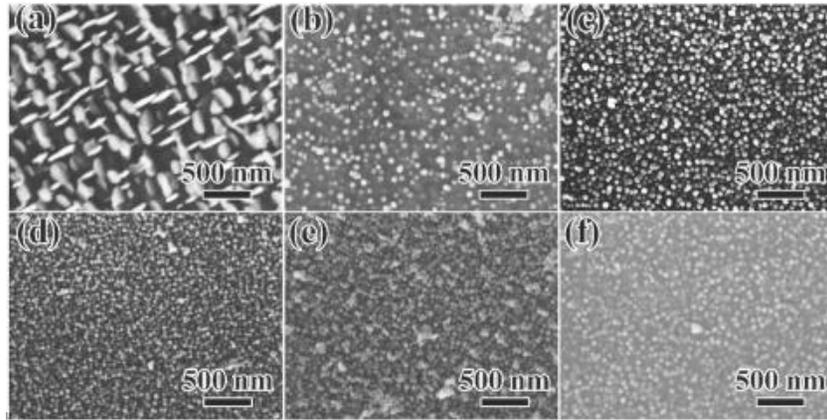
(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图8 700 °C/1 000 h时效后候选材料的晶界组织

Fig. 8 Grain boundary microstructures of candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h

700 °C 下时效1 000 h后合金的室温拉伸断口形貌如图11所示，六种候选材料的断口特征相近，均呈现混合断裂特征，但是由于长期时效后晶界析出相粗化连接，晶界成为裂纹扩展通道，导致合金断裂以沿晶

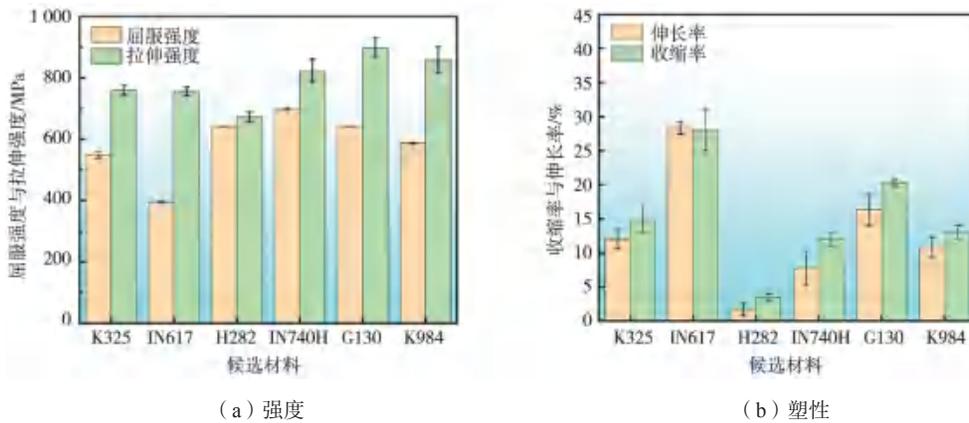
断裂为主。其中K325合金晶界析出大量针状 δ 相，导致晶界成为薄弱环节，其断口以冰糖块状形貌为主，因此相对于热处理态合金，其拉伸塑性下降了70%左右，在六种候选材料中K325合金拉伸塑性下降幅度最



(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图9 700 °C/1 000 h时效后候选材料的晶内析出相

Fig. 9 Intra-granular precipitates in candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h

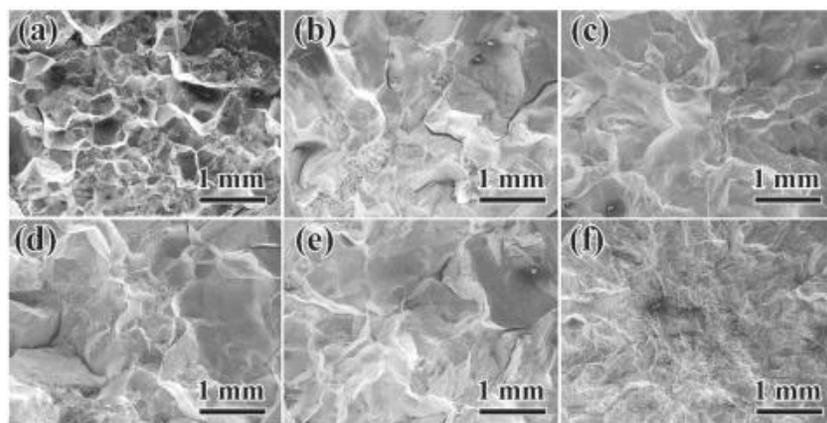


(a) 强度

(b) 塑性

图10 700 °C/1 000 h时效后候选材料室温拉伸性能

Fig. 10 Room-temperature tensile properties of candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h



(a) K325; (b) IN617; (c) H282; (d) IN740H; (e) G130; (f) K984

图11 700 °C/1 000 h时效后候选材料的室温拉伸断口

Fig. 11 Room temperature tensile fracture surfaces of candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h

大^[14]。

图12为700 °C/1 000 h时效后候选材料的室温冲击性能，长期时效后晶界析出相粗化连接，导致时效态合金的冲击功显著下降，下降幅度均超过70%，K325合金冲击功的下降幅度甚至达到85%。700 °C/1 000 h时效后IN617合金的室温冲击功约69 J，显著高于其他合金，其他五种合金的冲击功均在15~25 J范围内。

700 °C/1 000 h时效后候选材料室温冲击后断口形貌如图13所示，同样地，远离V型缺口的位置为1区，中心部位为2区，靠近V型缺口的位置为3区。六种候选材料的冲击断口形貌显示相似的特征，断口中心部位出现枝晶状断口形貌，推测中心部位枝晶间存在微空

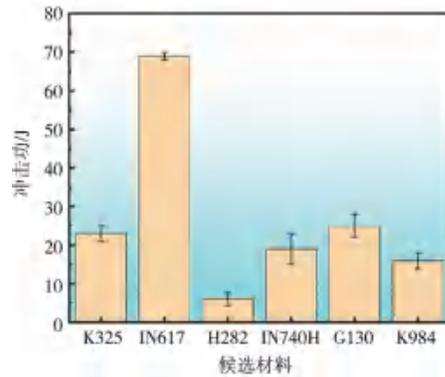


图12 700 °C/1 000 h时效后候选材料室温冲击功
Fig. 12 Room-temperature impact energies of candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h

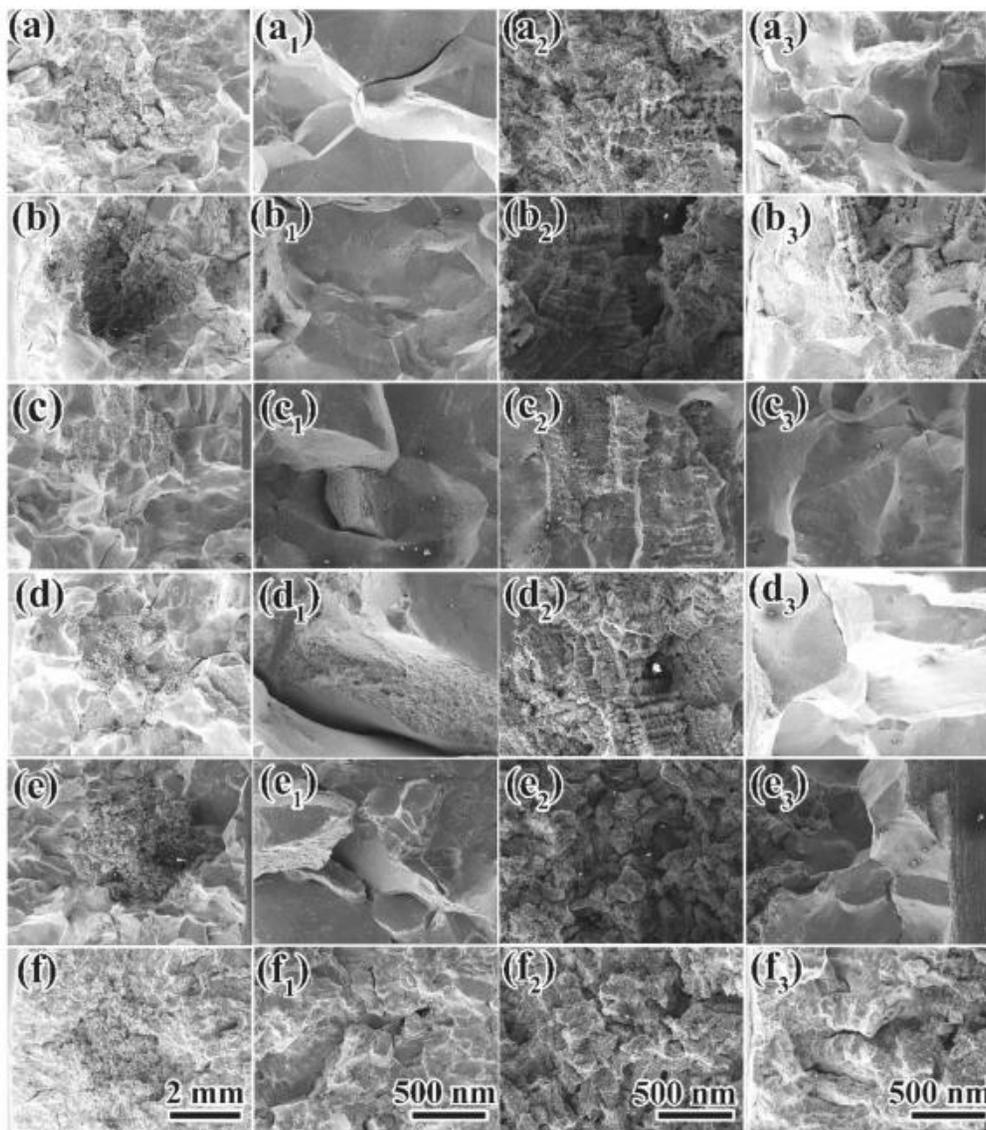


图13 700 °C/1 000 h时效后K325 (a)，IN617 (b)，H282 (c)，IN740H (d)，G130 (e)，K984 (f) 合金的室温冲击断口，其中远离V型缺口的位置为1区 (a1-f1)，中心部位为2区 (a2-f2)，靠近V型缺口的位置为3区 (a3-f3)

Fig. 13 Room-temperature impact fracture surfaces of candidate materials after thermal exposures at 700 °C for 1 000 h: (a) K325, (b) IN617, (c) H282, (d) IN740H, (e) G130, (f) K984

洞, 进而导致枝晶间成为裂纹主要起始部位。断口两侧位置(1区和3区)则整体呈现沿晶断裂特征。

2.4 700 °C持久性能

对热处理态候选材料进行700 °C持久性能测试, 测试结果如图14所示。结果显示, 六种候选材料在上述应力范围下的持久强度由高到低排序为H282、IN740H、G130、K984、K325和IN617合金, 需要注意的是, 上述试验结果显示G130和IN740H合金持久寿命拟合直线的斜率相对更低, 这预示着低应力下其持久

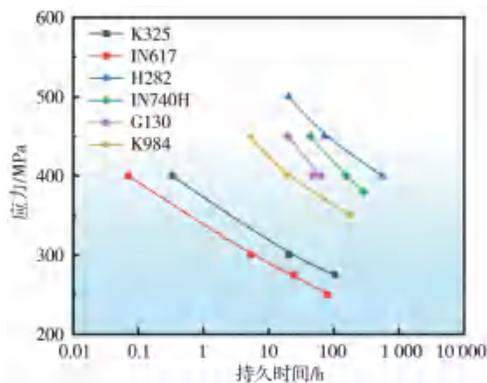


图14 候选材料的700 °C持久性能

Fig. 14 The stress-rupture properties of candidate materials at 700 °C

强度存在衰减过快的风险。从塑性角度对比, H282、IN740H、G130和K984合金在不同应力下持久断裂后的伸长率均低于10%, 而IN617和K325合金的伸长率远高于上述四种合金, IN617和K325合金的伸长率随着应力的降低而减小, 400 MPa下持久断裂后二者的伸长率分别超过70%和50%, 低应力(IN617合金250 MPa, K325合金275 MPa)下两种合金的伸长率也能达到20%左右^[16]。

3 结论

(1) 综合上述组织性能的对比分析, K325合金在700 °C时效1 000 h后, 晶界析出大量针状 δ 相, 组织发生失稳, G130和IN740H合金低应力下其持久强度存在衰减过快的风险, 且二者Co含量较高, 合金成本增加; K984合金为Ni-Cr-Fe合金, 该类型合金的热膨胀系数较高, 与低膨胀系数的耐热钢部件连接后存在应力过大、管道开裂的风险。

(2) 在六种候选材料中, IN617合金具有最好的塑性, H282合金在强度方面表现最为突出。可结合上述两种合金的成分特点进行合金成分优化改进, 进而实现合金强度和塑性的良好匹配, 发展我国700 °C超超临界汽轮机汽缸铸件材料。

参考文献:

- [1] 王一. 基于能源效率的燃煤发电生命周期评价敏感性分析[J]. 能源与环境, 2025, 47(6): 126-131.
- [2] 蔡文波, 杨金侠, 孟杰. 一种基于高温合金超薄件的晶粒细化剂及其与铸造工艺适应性研究[J]. 铸造, 2022, 71(9): 1083-1088.
- [3] 赵海生, 张峰, 葛通, 等. 热处理对超高速激光熔覆制备TiC/IN625涂层组织与耐腐蚀性的影响[J]. 材料工程, 2024, 52(5): 93-102.
- [4] GAO S, HOU J, YANG F, et al. Effects of tantalum on microstructure and mechanical properties of cast IN617 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 706: 153-160.
- [5] 李冬升, 凌瀚宇, 王威, 等. IN740H镍基高温合金的应力腐蚀性能[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(2): 85-92.
- [6] 龙正建, 刘明松, 蒋峥嵘, 等. 镍基高温合金LTES700R材料锻造工艺研究[J]. 大型铸锻件, 2015(3): 4-6.
- [7] CHEN T, FU H, DONG S, et al. Predicting the high temperature deformation behavior of Haynes282 by a dislocation-density based crystal plasticity model[J]. Materials Science and Engineering A, 2025, 923: 147690.
- [8] 袁晶晶. 超超临界汽轮机技术研究的新进展[J]. 装备维修技术, 2019(3): 16.
- [9] ZHENG C, TENG YF, WANG FQ, et al. Grain refinement and dendrite morphology of superalloy K4169 during equiaxed growth under pulsed magnetic field[J]. China Foundry, 2025: 1-12.
- [10] DMITRIEVA A, MUKIN D, SOROKIN I, et al. Laser-directed energy deposition of Ni-based superalloys with a high content of γ' -phase using induction heating[J]. Materials Letters, 2023, 353: 135217.
- [11] SCHERER J M, RAMESH M, BOURDIN B, et al. Grain-size dependence of plastic-brittle transgranular fracture[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2025, 200: 106116.
- [12] LI J, YANG X, WANG P, et al. Intergranular fracture induced by helium bubbles segregation in NiFe single-phase concentrated solid solution alloys[J]. Annals of Nuclear Energy, 2025, 211: 110959.
- [13] CHENG Z, ZHOU J, GUO G, et al. Machine learning-based investigation of δ phase precipitation behavior in IN718 alloy and its influence on tensile properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2025, 945: 148977.
- [14] WANG G L, QI D Q, LIU J L, et al. Stress-rupture behavior of a Ni-based Re-containing single crystal superalloy in [001] and [111] orientations at 1 100 °C[J]. China Foundry, 2025: 1-7.
- [15] WANG C, ZHANG F, WU Y, et al. Phase precipitation behavior and its influence on mechanical properties of a solid-solution strengthened Ni-based alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 931: 167482.

- [16] BORTOLUCI ORMASTRONI L M, LOPEZ-GALILEA I, PISTOR J, et al. Very high cycle fatigue durability of an additively manufactured single-crystal Ni-based superalloy [J]. Additive Manufacturing, 2022, 54: 102759.

Comparative Analysis of Microstructure and Properties of Candidate Heat-Resistant Alloys for 700 °C Ultra-Supercritical Steam Turbine Cylinder Castings

LI Zhi-tao¹, QU Tian-ren¹, SUN Yu-Jun², CAI Hang², FENG Xin-yuan¹, XIAO Xuan¹, WU Yun-sheng², ZHOU Lan-zhang²

(1. Shenyang Ligong University, Institute of Metal Research, Shenyang 110159, Liaoning, China; 2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, Liaoning, China)

Abstract:

To develop a novel superalloy suitable for steam turbine cylinders in 700 °C ultra-supercritical coal-fired power plants, this study systematically analyzed the microstructures and mechanical properties of six cast superalloys (H282, IN740H, G130, K984, K325 and IN617) after standard heat treatment and thermal exposure at 700 °C for 1 000 h via scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that spherical γ' phases with diameters of 10-20 nm are precipitated within the grains in H282, IN740H, G130 and K984 alloys after standard heat treatment. IN617 alloy exhibits the minimal precipitation strengthening due to its low contents of γ' phase forming elements, while disk-shaped γ'' phases are mainly precipitated in the K325 alloy. After thermal exposure at 700 °C for 1 000 h, the $M_{23}C_6$ carbides at the grain boundaries are coarsened, and distributing continuously, and the spherical γ' and disk-shaped γ'' phases within the grains are coarsened significantly. Meanwhile, a substantial amount of needle-like δ phases are precipitated at the grain boundaries in the K325 alloy, and a small amount of needle-like η phases are appeared at the grain boundaries in the IN740H alloy. The tensile, impact and stress-rupture property test results indicate that the IN617 alloy exhibits the best plasticity but relatively low strength, whereas the H282 alloy possesses the highest strength but relatively insufficient plasticity. Based on these findings, and combining the characteristics of the compositions of IN617 (high plasticity) and H282 (high strength) alloys, a novel superalloy that combines excellent strength and plasticity is expected to be developed through optimizing and improving of the alloy composition, so as to meet the service requirements of the materials in 700 °C ultra-supercritical steam turbine cylinder.

Key words:

700 °C ultra-supercritical steam turbine cylinder; cast superalloy; microstructure; mechanical property; material screening