



C、Mo 含量对 IN617 耐热合金微观组织及短时性能的影响

刘奇聪^{1,3}, 贾雷¹, 唐正焮¹, 李根¹, 李玲², 何冠泽², 何西扣¹

(1 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081; 2 上海核工程研究设计院股份有限公司, 上海 200233; 3 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘要:为探讨 IN617 合金在更严苛条件下稳定服役的最佳成分含量, 本研究通过改变合金析出强化中碳化物主要形成元素碳和钼的含量, 设计了合金不同成分体系, 并采用扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、电子探针(EPMA)、差热分析(DSC)、热力学计算、拉伸及冲击试验, 系统分析了元素含量变化对 IN617 合金显微组织演变与力学性能的影响。结果表明, 适当提高 C 和 Mo 含量可显著细化二次枝晶间距: 当 $w[\text{C}]$ 由 0.054% 提升至 0.066% 时, 二次枝晶间距由 13.6 μm 缩小至 8.3 μm , 当 $w[\text{Mo}]$ 由 8.53% 增至 9.51% 时, 二次枝晶间距由 10.2 μm 减小至 8.3 μm 。同时, 随元素含量升高, 铸态合金中一次析出相体积分数明显增加, 其中, $w[\text{C}]$ 每升高 0.01%, 碳化物体积分数约增 1.0%; $w[\text{Mo}]$ 升高 1.0%, 碳化物体积分数约增 0.45%。析出机制主要为 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})-\text{M}_6\text{C}-\text{M}_{23}\text{C}_6$ 三相共生及 $\text{M}_6\text{C}-\text{M}_{23}\text{C}_6$ 两相共生, 元素变化对机制影响有限。得益于枝晶偏析的减弱和碳化物的增加, 高 C 和 Mo 含量的合金表现出更优的力学性能。低 C 高 Mo 合金的室温抗拉强度和屈服强度分别为 762.5、337.0 MPa, 冲击吸收能量为 463.5 J, 在 800 °C 下抗拉强度和屈服强度为 419.5、192.0 MPa; 高 C 低 Mo 的合金在室温下抗拉强度和屈服强度为 770.5、323.5 MPa, 在 800 °C 下抗拉强度和屈服强度为 409.5、192.5 MPa; 而高 C 高 Mo 的合金在室温抗拉强度达 792.0 MPa, 屈服强度为 340.0 MPa; 在 800 °C 下抗拉强度为 422.0 MPa, 屈服强度 210.0 MPa, 较另外两组合金的强度均有升高趋势, 但其韧性略有下降, 冲击吸收能量较低 C 含量合金减少约 100.0 J。

关键词: IN617 合金; 枝晶偏析; 显微组织; 力学性能

DOI:10.20057/j.1003-8620.2025-00120 **中图分类号:** TG27

Effect of C and Mo Content on Microstructure and Short-term Properties of IN617 Heat-resistant Alloy

Liu Qicong^{1,3}, Jia Lei¹, Tang Zhengxin¹, Li Gen¹, Li Ling², He Guanze², He Xikou¹

(1 Institute for Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd. (CISRI), Beijing 100081, China; 2 Shanghai Nuclear Engineering Research & Design Institute Co., Shanghai 200233 China; 3 Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: To explore the optimal composition content of IN617 alloy for stable service under more severe conditions, different composition systems of the alloy were designed by changing the content of carbon and molybdenum, which are the main forming elements of carbides in the precipitation strengthening of the alloy. The effects of element content on the microstructure evolution and mechanical properties of IN617 alloy were systematically analyzed by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), electron probe microanalysis (EPMA), differential thermal analysis (DSC), thermodynamic calculation, tensile and impact tests. The results show that the secondary dendrite spacing can be significantly refined by appropriately increasing the content of C and Mo. When the content of C increases from 0.054% to 0.066%, the secondary dendrite spacing decreases from 13.6 μm to 8.3 μm . When the content of Mo increases from 8.53% to 9.51%, the secondary dendrite spacing decreases from 10.2 μm to 8.3 μm . At the same time, with the increase of element content, the volume fraction of primary precipitates in the as-cast alloy increases significantly. For every 0.01% increase in C, the volume fraction of carbides increases by about 1.0%. Mo increases by 1.0%, and the volume fraction of carbides increases by about 0.45%. The precipitation mechanism is mainly $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})-\text{M}_6\text{C}-\text{M}_{23}\text{C}_6$ three-phase symbiosis and $\text{M}_6\text{C}-\text{M}_{23}\text{C}_6$ two-phase symbiosis, and the effect of element change on the mechanism is limited. Due to the decrease of dendritic segregation and the increase of carbides, the alloys with high C and Mo contents exhibit better mechanical properties. The tensile strength and yield strength of the low C high Mo alloy at room temperature are 762.5 MPa and 337.0 MPa, respectively. The impact absorbed energy is 463.5 J, and the tensile strength and yield strength at 800 °C are 419.5 MPa and 192.0 MPa, respectively. The tensile strength and yield strength

基金项目: 国家重点研发计划项目(2021YFB3704102)

作者简介: 刘奇聪(1998—),男,博士生; **E-mail:** liuqicong1211@163.com; **收稿日期:** 2025-04-25

通信作者: 贾雷(1994—),男,博士,工程师; **E-mail:** cisrijialei@163.com

of the alloy with high C and low Mo are 770.5 MPa and 323.5 MPa at room temperature, and 409.5 MPa and 192.5 MPa at 800 °C. The tensile strength of the alloy with high C and high Mo at room temperature is 792.0 MPa, and the yield strength is 340.0 MPa. At 800 °C, the tensile strength and yield strength of the alloy are 422.0 MPa and 210.0 MPa, respectively, which are higher than those of the other two alloys. However, the toughness of the alloy decreases slightly, and the impact absorbed energy is about 100.0 J lower than that of the alloy with low C content.

Key Words: IN617 Alloy; Dendritic Segregation; Microstructure; Mechanical Properties

随着全球一次能源储量持续减少及我国碳排放目标的推进,优先发展水电与核电成为重要方向。然而,水电受资源与环境限制较大,核电的长期安全性仍存不确定性。因此,火力发电仍是我国电力供应的主体,并将在未来较长时期内占据主导地位^[1-2]。在此背景下,提升燃煤机组技术水平、提高发电效率、降低煤耗成为亟需解决的关键工程问题。研究表明,当超超临界机组主蒸汽温度由 600 °C 提升至 700 °C 以上时,发电效率可由 44% 提升至 60% 以上,煤耗可减少约 28.1%。然而,实现更高参数、更大容量的超超临界机组,对发电设备材料提出了更严苛的性能要求^[3]。

IN617 镍基合金属于 Ni-Cr-Co-Mo 系耐热合金,富含 Ni、Co 和 Mo 等元素,使其在高温环境下具有优异的强度表现。合金在弥散强化、析出强化和位错强化的协同作用下,表现出良好的持久强度与蠕变性能,适用于 700 °C 及以上超超临界电站关键部件的服役环境,近年来受到广泛关注^[4]。尽管 IN617 合金性能优异,但当前技术尚难满足在 800 °C、10⁵ h 工况下持久强度超过 100 MPa 的要求,并且在更严格环境下对合金的强度提出更高的标准,同时,需要满足一定的韧性指标。在 ASME 标准范围内,通过优化合金元素和调整热处理工艺,可有效提升其强度和高温服役性能,其中元素成分优化是最直接且有效的途径^[5]。

C 是形成碳化物的关键元素,细小碳化物可有效钉扎晶界、阻碍位错运动,提升强度与长时性能。然而,大尺寸 M₆C 和 MC 型碳化物易引发应力集中,成为裂纹萌生源^[6-7]。根据课题组前期研究发现在 IN617 合金中增加碳含量可提升合金强度,但是过量添加碳将促使合金中碳化物的析出,在长时服役过程中,碳化物将发生粗化,钉扎晶界和位错的能力减弱,相反将成为裂纹的起裂源,恶化合金性能,其次,更高的碳含量对合金的焊接性不利,因此,需要更加严格控制碳含量。Mo 主要固溶于基体,通过晶格畸变增强基体强度,部分参与形成 M₆C 碳化物,对合金强化亦有贡献。但在服役过程中,大尺寸碳化物的粗化可能促使裂纹扩展,降低蠕变性能^[8]。

因此,合理调控 C 和 Mo 含量以实现组织优化与性能平衡,是当前 IN617 合金研究的关键问题。

冶金与铸造是大锻件制造的首要环节,对其最终性能具有重要影响。然而在实际开发过程中,IN617 合金大锻件的铸造易产生铸锭偏析、缩孔疏松、粗大一次析出相及大尺寸有害夹杂等缺陷。由于 IN617 合金中多种合金元素含量较高,进一步加剧了这些缺陷的形成倾向^[9-10]。为解决上述问题,研究者广泛开展了相关工艺优化研究。采用真空感应熔炼(VIM)联合电渣重熔(ESR)、真空电弧重熔(VAR)或三者联合的复合冶炼工艺,有效提高了合金纯净度与成分均匀性,从而显著减少铸造缺陷^[11-14]。同时,IN617 合金中元素含量对铸态组织和析出相具有显著影响,若元素匹配不当,易导致组织性能下降,影响合金整体服役性能。因此,合理调控合金成分,发挥析出相的强化作用,成为提升铸态组织性能的关键。

基于此,本文以 C 和 Mo 为主要调控对象,系统研究其含量变化对 IN617 合金显微组织与力学性能的影响。通过 SEM、TEM 与 EPMA 手段,探讨了元素偏析行为、一次析出相特征及其作用机制,为火电领域大锻件的材料设计与工程应用提供理论依据与实验参考。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

为研究 C 和 Mo 元素对 IN617 合金铸造的影响,采用 50 kg 真空感应炉制备了不同 C 和 Mo 含量的铸锭,铸锭化学成分见表 1。

1.2 试验方法

采用线切割设备对不同元素含量的合金进行取样,取样位置为铸冠中心 1/2R 处,切取试样尺寸为 10 mm×10 mm×9 mm,分别采用 240 目、600 目和 1000 目的砂纸对试样进行粗磨和细磨,随后用金刚石抛光剂对细磨后的试样进行抛光处理,磨抛后的试样采用 5 g CuCl₂+100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH 溶液蚀刻。采用光学显微镜(SEM, Quanta 650)和扫描电子显微镜(OM, OLYMPUS M3)对合金的铸态

表1 IN617合金的标准化化学成分和铸锭元素含量(质量分数)
Table 1 Standard chemical composition and ingot element content of IN617 alloy

合金	C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	N	Ni
ASME	0.05~0.15	20.0~24.0	10.0~15.0	8.0~10.0	0.8~1.5	≤0.6	≤0.015 0	Bal.
IN617-1	0.054	21.85	12.02	9.52	1.11	0.42	0.003 0	Bal.
IN617-2	0.066	22.10	12.03	9.51	1.10	0.41	0.002 4	Bal.
IN617-3	0.067	22.10	12.02	8.53	1.12	0.42	0.004 8	Bal.

显微组织进行观察,采用电子探针显微分析仪(EPMA, JXA8530F)对试样不同析出相的元素含量进行表征。采用线切割机在金相试样上切取300 μm的薄片并机械减薄至40 μm以下,利用冲样机获得直径为3 mm的圆片,随后采用10% HClO₄电解质对小圆片进行双喷电解减薄,减薄时采用液氮进行冷却,温度为-30 ℃,电压为25 V,对制备完成的试样采用扫描投射显微镜(STEM, FEI Talos F200X)对析出相的结构和类型进行观察。

使用 Thermo-Calc 2023a 软件中的镍基合金 TCNi10 热力学和 MOBNI5 动力学数据库对 IN617 合金的平衡和非平衡相图进行计算。对合金的平衡相图进行计算时,温度范围设定为 500~1 600 ℃,计算步长为 1 ℃。采用 Scheil-Gulliver 模型对合金的非平衡相图进行计算,设定开始温度为 1 600 ℃,计算步长为 1 ℃,其中,C元素在计算中被认定为快速扩散溶质。凝固过程中的冷却速率影响回扩散速率。由于中心位置的凝固时间比边缘长,冷却速率和 SDAS 分别设置为 1 ℃/min 和 325 μm。此外,当固体分数达到 0.99 时,计算终止。

采用差式扫描量热法(DSC)对试样的加热、冷却或保温时的吸收和释放能量进行测量,最终获得 IN617 合金加热过程中的析出相变点、固相线和液相线。试验温度控制如图 1 所示,DSC 试样尺寸为 φ3 mm×1 mm,试验前采用 150 目砂纸去除试样表面氧化皮。

2 试验结果

2.1 铸态显微组织

图 2 显示了不同 C、Mo 含量下铸锭的显微组织形貌,可见组织呈典型枝晶结构,其中,亮白区域为枝晶,黑色区域为枝晶间。所有试样均表现出枝晶干致密生长的特征。通过测量二次枝晶臂间距(SDAS),其具体数值见表 2。结果表明,当 $w[C]$ 由 0.054% 增至 0.066% 时,二次枝晶间距由 13.6 μm 缩小至 8.3 μm; Mo 含量升高也呈相似趋势,例如 IN617-3 试样的枝晶间距为 10.2 μm,二次枝晶间距

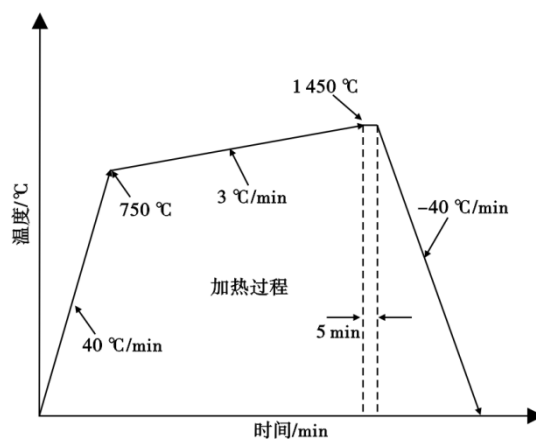


图1 IN617合金DSC试验温度控制机制

Fig. 1 Temperature control mechanism of IN617 alloy DSC test

要大于 Mo 含量更高的 IN617-2。C 元素在低含量时主要固溶于基体,随含量升高,其固溶度下降,过量 C 在液-固界面富集并形成碳化物,促进了组织过冷,从而加快枝晶生长,缩小枝晶间距。Mo 原子半径较大,凝固过程中多排斥至枝晶间,与 C 类似,也导致枝晶间距减小。Xu 等^[15]的研究亦报道了类似现象。三组不同成分试样的枝晶组织均显示出较低的元素偏析,主要因试验用铸锭尺寸较小,未引发显著偏析。

文献指出,Ni、Cr、Co、Al 等元素的偏析系数 $k < 1.0$,凝固时富集于枝晶干;而 Ti、Mo 等元素 $k > 1.0$,倾向于在枝晶间或晶界富集,并与 C 共同形成碳化物^[16]。碳化物高倍观察表明,其多以规则平直或不规则分裂形貌存在,周围常伴有小尺寸弥散碳化物分布,具体类型依元素富集特征而定,主要析出于枝晶边界及晶界区域。

对比不同元素含量下铸锭的显微组织可见,随 C 含量增加,碳化物体积分数明显上升,如图 2(a)、(c) 所示;而 Mo 含量变化对碳化物析出影响较小。采用 Image-Pro Plus 6.0 软件对不同 C、Mo 含量试样中的碳化物面积分数进行定量分析,结果见表 3。数据表明,低碳高钼试样 IN617-1 的碳化物析出比例约为 3.30%;当 $w[C]$ 提升至 0.067% (IN617-2),析

出比例增加至 4.32%。Mo 含量提高同样呈现轻微促进作用,例如 IN617-3 的碳化物占比为 3.87%。整体趋势显示,碳化物析出量随 C、Mo 含量增加而上升。该现象主要归因于 C 为 IN617 合金中各类碳化物(如 M_6C 、 M_6C 、 $M_{23}C_6$)形成的主控元素,而 Mo 则是 M_6C 型碳化物的重要组成元素。因此,当两者含量提高时,合金中碳化物的析出量亦相应增加。

表 2 不同元素含量合金二次枝晶间距

Table 2 Secondary dendrite arm spacing of alloys with different element contents

合金	SDAS / μm
IN617-1	13.6 \pm 1.1
IN617-2	8.3 \pm 0.7
IN617-3	10.2 \pm 1.0

为分析不同类型析出相的元素组成,对不同 C、Mo 含量试样中的析出相进行了 EDS 能谱分析,结果如图 3 和表 4 所示。显微结构中主要存在三类析出

表 3 不同元素含量碳化物占比

Table 3 Proportion of carbide with different element contents

合金	比例/%
IN617-1	3.30 \pm 0.06
IN617-2	4.32 \pm 0.03
IN617-3	3.87 \pm 0.04

相:第一类为具平直边缘和规则形貌的颗粒(如图 3 中 Point A 和 B 所示),该相富集 Ti、C 和 N 元素,结合前人研究^[17],可初步判定为 Ti(C,N)相;第二类为尺寸较大、形貌不规则且存在裂解特征的颗粒(如图 3 中 Point C 和 D),主要富集 Cr、Mo、C 元素,推测为 M_6C 型碳化物;第三类为弥散分布于块状相周围的小颗粒,富集 Cr、Mo、C 元素,但其 Cr 含量明显高于 Mo,初步判断为 $M_{23}C_6$ 相。不同析出相的确切类型及其形成机制仍需结合其他分析手段进一步确认。

为进一步明确 IN617 合金中一次析出相的类型与形成机制,本文对不同 C、Mo 含量样品的析出相

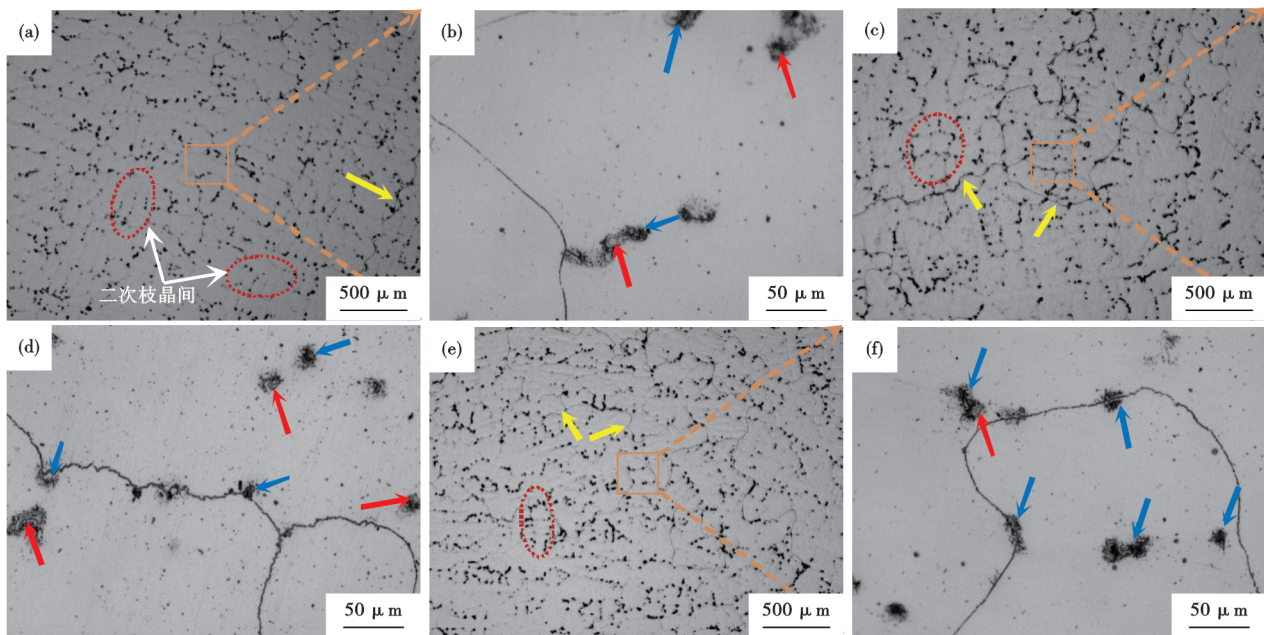


图 2 不同元素含量铸锭显微组织形貌:(a)(b) IN617-1;(c)(d) IN617-2;(e)(f) IN617-3

Fig. 2 Microstructure morphology of ingots with different element contents :(a)(b) IN617-1;(c)(d) IN617-2;(e)(f) IN617-3

表 4 不同碳化物元素含量 EDS 检测结果

Table 4 EDS test results of different carbide element contents

位置	相种类	C	N	Cr	Mo	Co	Ti	Al	Ni
Point A	Ti(C,N)	15.78	18.22	1.87	9.11	-	51.19	0.98	1.87
Point B		12.21	20.15	3.56	7.58	-	53.89	0.25	1.23
Point C	M_6C	26.17	-	21.62	40.09	4.12	0.78	-	6.18
Point D		20.55	-	24.32	45.48	3.35	1.11	-	3.97
Point E	$M_{23}C_6$	15.62	-	35.17	23.10	5.78	0.25	-	18.99

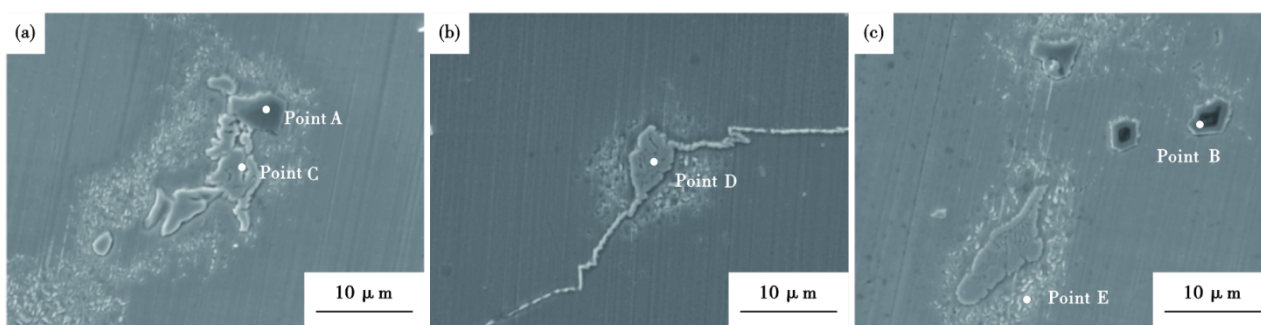


图3 不同元素含量碳化物形貌:(a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3

Fig. 3 Carbide morphology with different element contents : (a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3

进行了EPMA和TEM分析,结果如图4~6所示。研究表明,IN617合金中的一次析出相主要包括 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、MC和TCP相。显微组织显示,析出相多以团簇形式分布于奥氏体基体中,部分为以规则边界块状相为核心、周围弥散分布细小颗粒的结构;另一部分为以不规则破裂块状颗粒为核、外围细颗粒围绕的形貌。不同形貌的析出相富集元素特征及其形成顺序对组织调控和合金性能具有重要影响。

EPMA检测结果显示,规则块状颗粒富集C、Ti、

N元素,结合TEM衍射斑图和文献数据,可初步判断为Ti(C,N)相。在该颗粒周围,富集Cr、Mo、Co、Ni元素形成膜层结构,推测为MC相。进一步分析表明,MC相以内部氧化物颗粒为异质形核核心形成。由于氧化物具有较高熔点和与MC相近似的晶格参数,可降低形核能垒,从而形成MC包裹氧化物的组织形貌。

随着MC相的形成,Ti、C、N元素在局部液相中被大量消耗,Mo和Cr等元素相对富集,形成富Mo

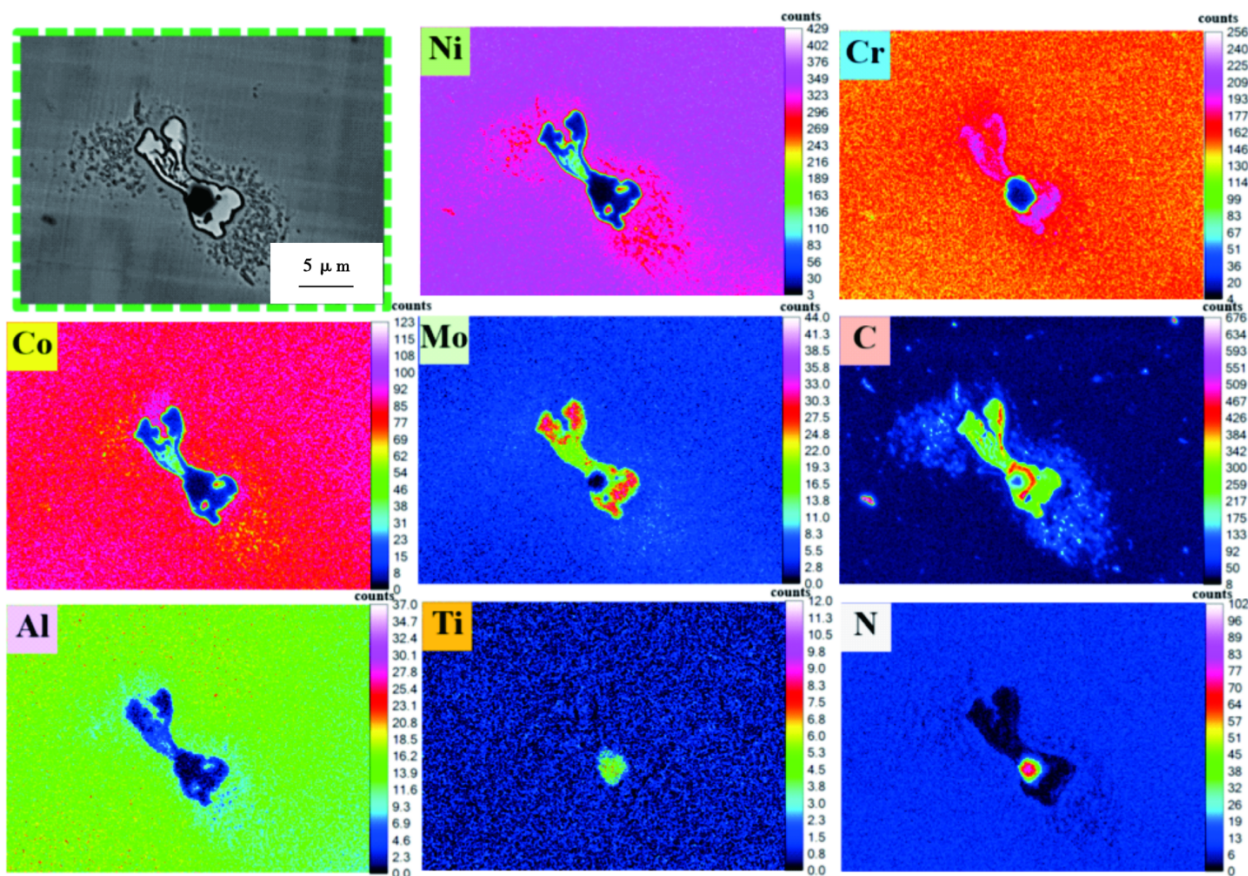


图4 IN617铸造合金典型共生相EPMA面扫结果

Fig. 4 EPMA scanning results of typical intergrowth phases in IN617 casting alloy

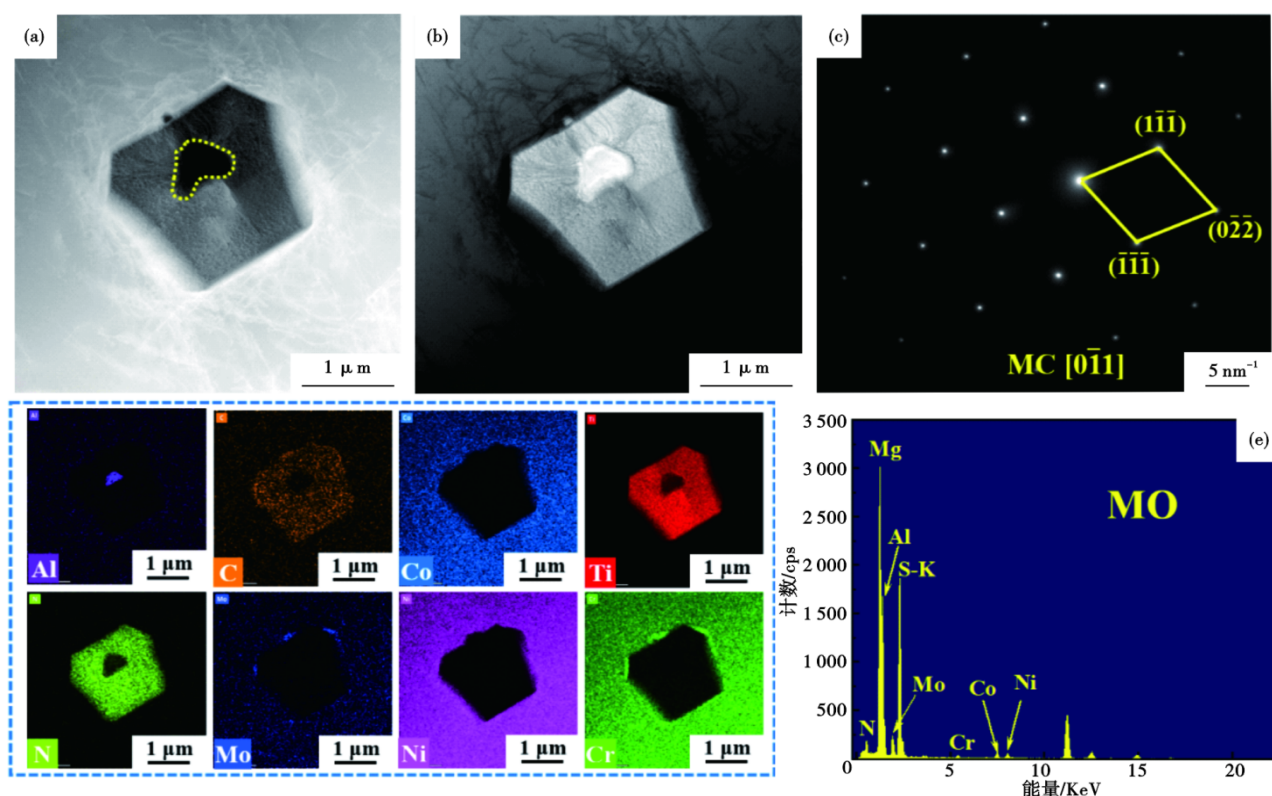


图5 IN617析出相Ti(C,N) TEM试验结果:(a)HAADF图像,(b)明场相,(c)电子衍射图谱,(d)TEM-EDS面扫结果,(e)TEM-EDS点扫结果

Fig. 5 Ti(C,N) TEM test results of IN617 precipitated phase : (a) HAADF image, (b) bright field phase, (c) electron diffraction pattern, (d) TEM-EDS surface scan results, (e) TEM-EDS point scan results

的大尺寸不规则 M_6C 相。其外围分布的弥散细小颗粒富Cr、Co、C元素,初步判断为 $M_{23}C_6$ 相,最终形成Ti(C,N)- M_6C - $M_{23}C_6$ 三相共生的典型碳化物形貌。

除三相共生外,组织中还观察到 M_6C - $M_{23}C_6$ 两相共生结构。在冷却过程中,Ti贫乏、Mo富集的液相区域首先析出 M_6C 相,随着Mo的消耗及Cr的富集,当过冷度达到 $M_{23}C_6$ 析出条件后, $M_{23}C_6$ 以细小颗粒形式弥散析出于 M_6C 周围。EPMA元素映射和TEM衍射进一步证实了 M_6C 与 $M_{23}C_6$ 两相共存的组织特征。

析出相的形成顺序及其对组织的调控规律,与C、Mo含量密切相关,具体机制仍需结合热力学计算与DSC分析进一步验证。

2.2 热力学计算

为探究C和Mo含量变化对IN617合金析出相类型及其析出行为的影响,采用Thermo-Calc热力学软件对不同成分合金进行了平衡态相图计算,结果如图7所示。计算表明,C和Mo含量变化对合金主要相组成影响较小,一次析出相仍以 γ' 相、 $M_{23}C_6$ 相、 μ 相、P相和 σ 相为主。

其中, γ' 和 $M_{23}C_6$ 为细小弥散析出的强化相,均

均匀分布于奥氏体基体中,能有效钉扎位错、阻碍其运动,从而提高合金的高温强度与蠕变抗力。 μ 相为 A_7B_6 型金属间化合物,常在高Mo含量合金中于800~900℃长时间保温时析出,呈针状或片状,易在 M_6C 碳化物上形核。 μ 相不仅难以溶解,还常为裂纹的形核源与扩展路径,对合金性能造成不利影响^[18]。 σ 相为(Cr,Mo)(Ni,Co)型金属间化合物,亦呈针片状分布于晶界处,脆性强,同样削弱合金的综合力学性能。

因此,在优化C和Mo含量以提升强化相析出效果的同时,应合理控制其比例,抑制 μ 相和 σ 相的形成,以兼顾强度与韧性,实现组织性能的优化平衡。

为分析元素含量变化对合金中析出相的含量及析出温度的影响,试验对三组不同C、Mo含量的合金进行了热力学对比计算,结果如图8所示。热力学计算表明,C和Mo含量的变化对 γ' 相的析出量及其起始温度影响不大。然而,C作为典型的间隙固溶元素,对碳化物的形成具有显著影响。随C含量增加, $M_{23}C_6$ 碳化物析出量明显上升,且其析出起始温度由IN617-1($w[C]0.054\%$)的1111.8℃提升

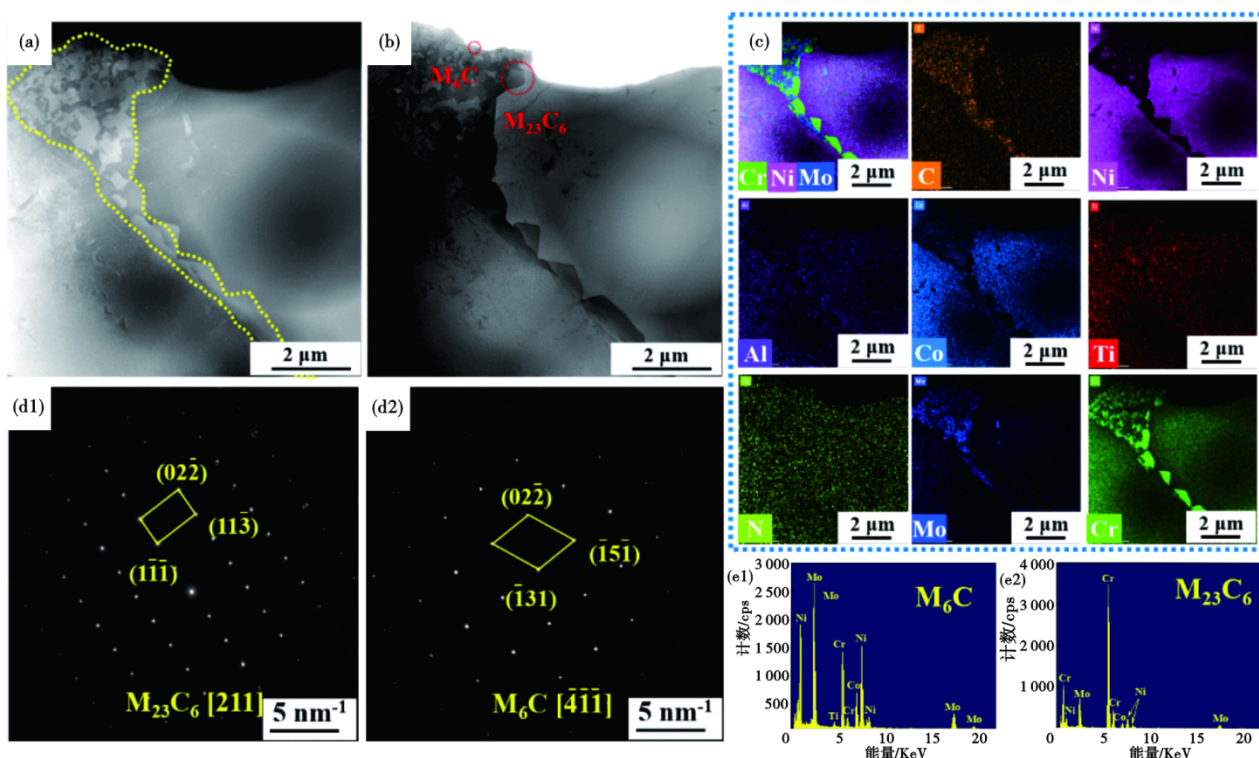


图 6 IN617 合金析出相 M_6C - $M_{23}C_6$ 共生相的 TEM 试验结果:(a)HAADF 图像,(b)明场相,(c)TEM-EDS 面扫结果,(d)电子衍射图谱,(e)TEM-EDS 点扫结果

Fig. 6 TEM test results of IN617 alloy precipitated phase M_6C - $M_{23}C_6$ symbiotic phase : (a) HAADF image, (b) bright field phase, (c) TEM-EDS surface scan results, (d) electron diffraction pattern, (e) TEM-EDS point scan results

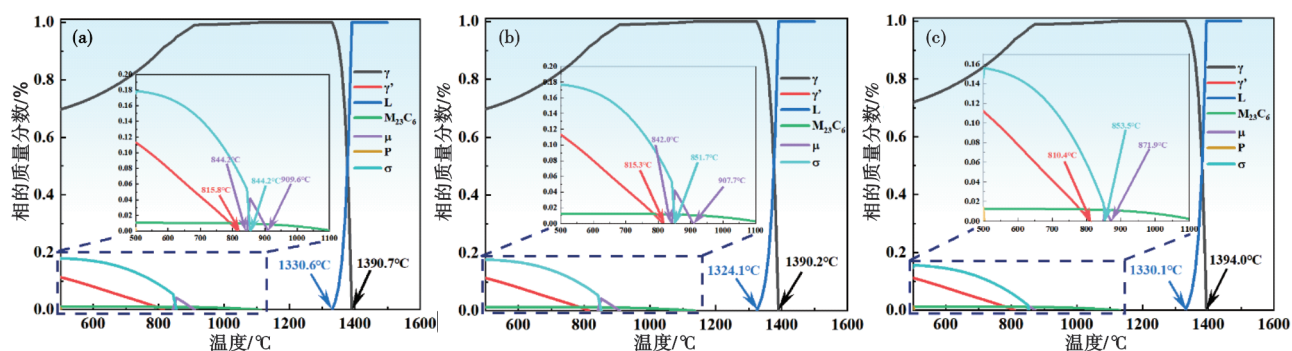


图 7 不同元素含量 IN617 合金平衡相图计算:(a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3

Fig. 7 Calculation of equilibrium phase diagram of IN617 alloy with different element contents : (a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3

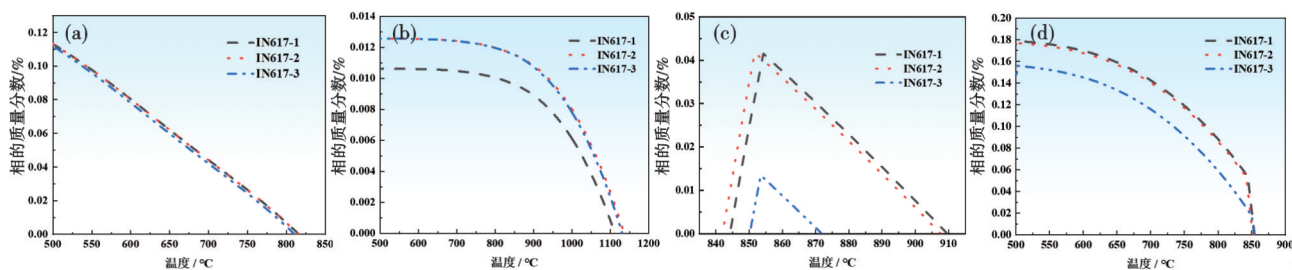


图 8 不同元素含量对平衡相图析出相的影响:(a) γ' , (b) $M_{23}C_6$, (c) μ 相, (d) σ 相

Fig. 8 Effect of different element contents on the precipitated phase in the equilibrium phase diagram : (a) γ' , (b) $M_{23}C_6$, (c) μ phase, (d) σ phase

至 IN617-2/IN617-3 ($w[\text{C}]$ 约 0.065%) 的 1 135.8 °C。但需注意, 过量 C 将导致 M_{23}C_6 在高温服役过程中粗化, 并在晶界处呈网状分布, 削弱其位错钉扎能力, 进而劣化合金性能^[19]。此外, 增加 C 含量使 μ 相的析出与回溶温度分别降低约 2.0 °C, 虽对其析出量影响不显著。

Mo 作为强固溶强化元素, 其原子半径与 Ni 相差较大, 能显著调控合金的热力学行为。随 Mo 含量提高, 合金的液相线下降约 4.0 °C, 固相线下降约 6.0 °C; μ 相和 σ 相的析出量分别增加约 0.03% 和 0.02%。 σ 相为 $(\text{Cr}, \text{Mo})(\text{Ni}, \text{Co})$ 型四方晶体结构金属间化合物, 常在 M_{23}C_6 附近以颗粒状或针片状析出。其在高温长时服役过程中易粗化, 成为裂纹源, 严重损害合金的高温性能, 被认为是有害相, 需在合金设计中加以抑制^[20]。

M_6C 碳化物为富 Mo 的大尺寸颗粒, 其与基体之间存在明显的成分差异与晶格失配, 形成界面应力场, 能够有效阻碍位错运动, 提升合金的高温硬度与抗蠕变能力。当 M_6C 弥散分布于晶界处时, 还可抑制晶界滑移, 增强高温抗变形能力。 M_6C 与 M_{23}C_6 协同作用, 可通过钉扎位错与抑制动态再结晶, 进一步提升合金综合力学性能。但需注意, M_6C 在长期时效 (>5 000 h) 后易沿晶界聚集, 成为裂纹萌生与扩展的通道, 从而劣化性能。

热力学平衡相图计算中未见 M_6C 相生成, 但在非平衡凝固条件下可形成, 并在实际铸态组织中观察到 M_6C 颗粒。因此, 需综合考虑 M_6C 对合金性能的双重影响, 科学评估其析出行为及组织稳定性。

由于合金铸造过程中属于典型的非平衡凝固行为, 采用 Thermo-Calc 中的 Scheil-Gulliver 模型进行非平衡凝固过程模拟具有重要意义。该模型假设溶质在液相中扩散速率无限快, 在固相中扩散有限, 从而更贴近实际凝固过程。计算结果如图 9 所示。

计算结果显示, 合金液相线温度与平衡态计算一致。C 含量变化对液相线温度影响较小, 而 Mo 含量增加会使液相线温度降低约 4.0 °C。冷却过程中, γ 相率先凝固, 其晶格中固溶大量 Ni, 以及部分 Cr、Mo、Co 和少量 Al, 产生明显固溶强化效应。其中, Cr 有助于提高硬度和抗氧化性, Mo 增强抗蠕变与耐磨性, Co 提升高温强度与热稳定性。

随着 γ 相的凝固, 液相中不易固溶的 Ti、N 和 C 元素逐渐富集。当其浓度达到 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 的临界形核条件时, $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 首先析出^[21]。随后 M_{23}C_6 碳化物形成, 且其析出行为受 C 含量显著影响: $w[\text{C}]$ 为 0.055% 时, M_{23}C_6 的析出起始温度为 1 228.3 °C; 当 $w[\text{C}]$ 提高至 0.065% 时, 该温度上升至 1 234.0 °C。这是由于液相中 C 浓度升高, 增强了 M_{23}C_6 的化学驱动力, 使其在更高温度下形核。此外, 随着 C 含量的增加, M_{23}C_6 的析出温度区间由约 1.0 °C 扩展至 10.0 °C, 表明该相体积分数增加, 显微组织中亦有所体现。

随着温度进一步降低, 不同成分的试验钢在非平衡凝固过程中呈现出不同的析出相序列。在低 C 高 Mo 的 IN617-1 合金中, 首先析出 σ 相。文献表明, Mo 元素因熔点高、自扩散系数低, 有助于 σ 相的稳定与析出^[22]。随后, 1 223.8 °C 开始析出 μ 相, 至 1 223.3 °C 时 μ 相溶解, M_6C 碳化物开始形成, 最终形成的组织为 $\gamma + \text{Ti}(\text{C}, \text{N}) + \text{M}_{23}\text{C}_6 + \sigma + \text{M}_6\text{C}$ 。在高 C 高 Mo 的 IN617-2 合金中, 1 224.7 °C 起析出 μ 相, 1 224.5 °C 起析出 M_6C 相, 未见 σ 相生成, 最终组织为 $\gamma + \text{Ti}(\text{C}, \text{N}) + \text{M}_{23}\text{C}_6 + \mu + \text{M}_6\text{C}$ 。而在高 C 低 Mo 的 IN617-3 合金中, 1 225.7 °C 开始析出 M_6C 相, 1 223.7 °C 析出 μ 相, 亦未观察到 σ 相析出, 最终形成 $\gamma + \text{Ti}(\text{C}, \text{N}) + \text{M}_{23}\text{C}_6 + \text{M}_6\text{C} + \mu$ 的组织。由此可见, C 与 Mo 含量对相序及相类型有显著影响, 尤其对 σ 相的形成起决定性作用。

随着温度降低, 合金在凝固过程中, Cr、Co、Ti

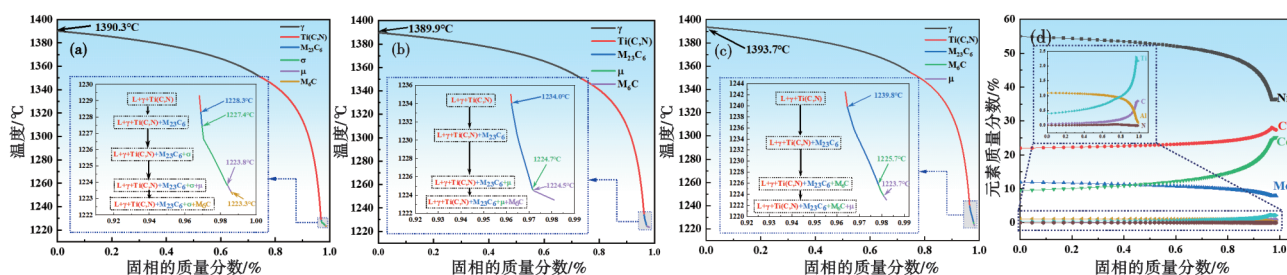


图 9 IN617 合金不同元素含量非平衡相图计算: (a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3, (d) 凝固过程中残余液相的元素含量
Fig. 9 Non-equilibrium phase diagram calculation of IN617 alloy with different element contents : (a) IN617-1, (b) IN617-2, (c) IN617-3, (d) distribution of elements in the residual liquid phase during solidification

和C等元素在残余液相中逐渐富集,而Ni、Mo、Al和N等元素则逐渐贫化,主要固溶于 γ 相中,如图9(d)所示。这一现象与溶质原子在固/液相中的化学势差异密切相关^[23]。Cr、Co、Ti和C元素在液相中化学势较低,凝固过程中易自固相向液相迁移,导致其在残余液中富集。计算结果表明,当固相分数分别超过0.74和0.98时,液相中Ti和Cr的浓度骤降,分别对应Ti(C,N)和 $M_{23}C_6$ 相的析出温度。上述析出反应显著消耗了液相中的Ti和Cr含量,进一步导致其含量快速下降。

2.3 DSC试验结果

为研究不同合金元素对固液相线及各析出相热行为的影响,采用差示扫描量热法(DSC)对各试验钢进行分析,结果如图10所示。试验表明,合金在1350.0~1390.0℃出现明显吸热峰,对应其固相线与液相线温度。IN617-1钢的液相线温度为1386.5℃,固相线为1359.8℃。随C含量增加,固液相线略有降低,如IN617-2钢分别为1385.2、1356.9℃;而Mo含量减少则使固液相线升高,IN617-3钢的液相线和固相线分别为1389.1、1362.6℃。总体来看,DSC实测的固液相线温度较热力学计算略低,但合金元素变化对其影响趋势一致,验证了热力学计算结果的可靠性。

IN617-1和IN617-2试验合金在900.0~1100.0℃出现一个吸热峰,根据平衡热力学计算结果中在840.0~910.0℃析出了 μ 相可知,该温度区间的吸热峰应为 μ 相的析出温度,相交热力学计算有一定温度偏差,主要与实际吸放热和其他相的固溶分解有关,而IN617-3在DSC曲线中并没有出现840.0~910.0℃的吸热峰,因为热力学计算中,

IN617-3试验钢中 μ 相的析出含量较低,在DSC曲线中没有明显的吸热峰。其次,在IN617-2试验合金1280.0~1310.0℃出现一吸热峰,而在其他两个合金钢的DSC曲线中并没有该吸热峰的出现,因此,推测该吸热峰对应相析出含量较低。

2.4 力学性能

不同成分IN617合金的室温与高温力学性能如图11所示。室温拉伸测试结果表明,随C和Mo含量增加,合金的抗拉强度和屈服强度均有所提升,其中,屈服强度提升幅度较小。IN617-1(低碳高钼)试样的平均抗拉强度为762.5 MPa,屈服强度为337.0 MPa;IN617-2(高碳高钼)抗拉强度升至792.0 MPa,屈服强度为340.0 MPa;IN617-3(高碳低钼)抗拉强度为770.5 MPa,屈服强度为323.5 MPa。断后伸长率与断面收缩率呈相反趋势,随强度提升略有下降,但整体变化不大,伸长率保持在约62.0%,收缩率约为75.0%。冲击性能对元素变化更为敏感,C和Mo含量升高均显著降低冲击韧性。IN617-2的平均冲击吸收能最低,仅为362.0 J,而IN617-1则最高,为463.5 J。800℃高温拉伸性能随元素变化趋势与室温一致,但整体性能变化幅度更小,表明合金在高温下对元素波动更具稳定性。

综上所述,IN617-2(高碳高钼)表现出最优的综合力学性能,且C含量对力学性能的影响大于Mo,可能与其更强的碳化物形成倾向有关。

图12为不同成分IN617合金800℃高温拉伸断口形貌。从断口的形貌可以看出,元素含量的变化对合金的断裂方式具有显著影响,断口主要由韧窝状、解理台阶和冰糖状等典型形貌组成。与冲击韧性值相对应,试样IN617-1断口处韧窝状形貌占有

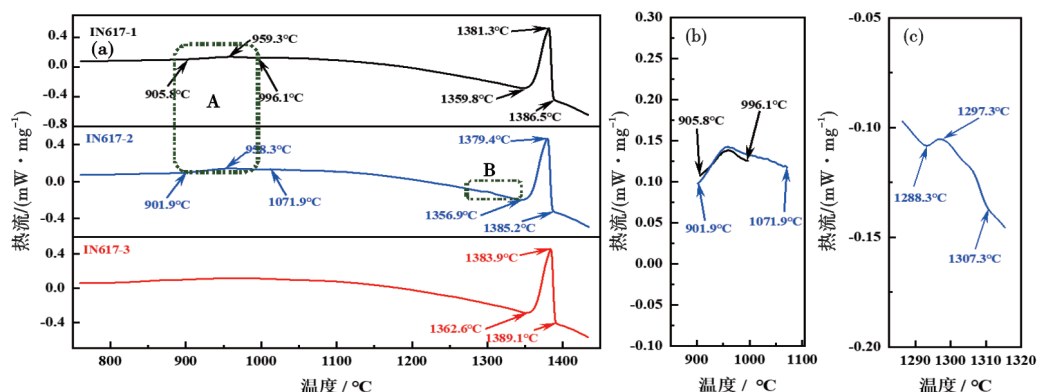


图10 IN617合金DSC升温曲线:(a)不同元素含量DSC升温曲线,(b)A区域放大图,(c)B区域放大图

Fig. 10 DSC heating curve of IN617 alloy : (a) DSC heating curves of different element contents, (b) A region enlargement diagram, (c) B region enlargement diagram

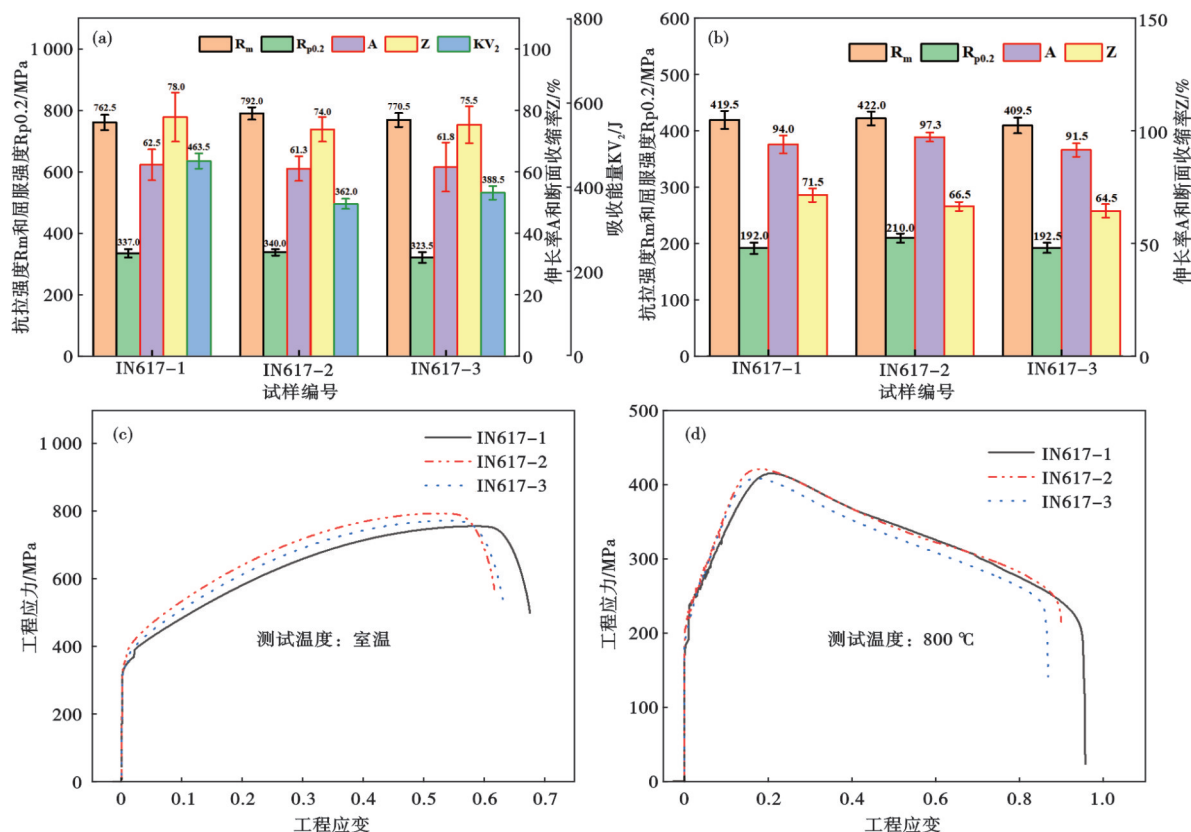


图 11 不同元素含量对 IN617 合金综合力学性能的影响: (a) 室温力学性能, (b) 800 °C 高温力学性能, (c) 室温下工程应力-应变曲线, (d) 800 °C 下工程应力-应变曲线

Fig. 11 Effects of different element contents on the comprehensive mechanical properties of IN617 alloy : (a) mechanical properties at room temperature, (b) mechanical properties at 800 °C, (c) engineering stress-strain curve at room temperature, (d) engineering stress-strain curve at 800 °C

较高比重,并存在少量解理台阶形貌,韧性断裂为主的断裂方式,因此,该合金其韧性较好;而试样 IN617-2 韧窝状形貌较试样 IN617-1 明显减少,更多出现解理台阶和平滑的断口形貌,断裂方式为韧性断裂和脆性断裂并存;对于试样 IN617-3,其断口形貌表面整体粗糙度更大,出现更多“坑状”形貌,推断该形貌为增加韧性贡献较大,但微观形貌出现较多冰糖状形貌,表现为典型的脆性断裂方式,使其韧性相较于 IN617-1 合金降低。

综上所述,增加 C 含量将使合金断裂方式由韧性断裂向脆性断裂方式过度,并且显著提升合金在室温和高温下的强度,但其韧性受到损害。其次,增加 Mo 含量同样可提升合金的强度,降低合金韧性,但是断裂方式与增加碳表现出不同的变化。

此外,为分析显微组织形貌对拉伸性能的影响,采用 SEM 对试样 IN617-2 在 800 °C 下拉伸断口的剖面进行观察,组织形貌如图 13 所示。经过拉伸后的奥氏体发生明显的变形,块状形貌被显著拉

长,原本规则的晶界和孪晶在拉力的作用下变为弯曲状,如图 13(b) 中蓝色箭头为拉伸变形的孪晶所示,晶界和孪晶的变形为合金提供较大的变形抗力,增加了合金的强度。在晶界处还观察到有颗粒状析出物,如图 13(b) 中红色箭头所示,颗粒状析出具有钉扎晶界的作用,阻碍晶界在变形过程中的滑移。在图 13 中断裂处可以看到,断裂主要为穿晶撕裂,存在少量沿晶断裂,推断晶界处具有较高强度,不易发生断裂。

3 讨论

3.1 IN617 合金一次相析出机制

IN617 合金的一次析出相主要包括 $Ti(C, N)$ 、 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 。在缓冷条件下,这些相常以 $Ti(C, N)$ - M_6C - $M_{23}C_6$ 三相共生或 M_6C - $M_{23}C_6$ 两相共生形式析出。

在三相共生模式中, $Ti(C, N)$ 因具有较高的形核温度,往往最先在液相中达到形核所需的过冷度条件,优先析出并长大。同时, $Ti(C, N)$ 也常以氧化物颗粒为形核核心形成。氧化物的存在可降低 Ti

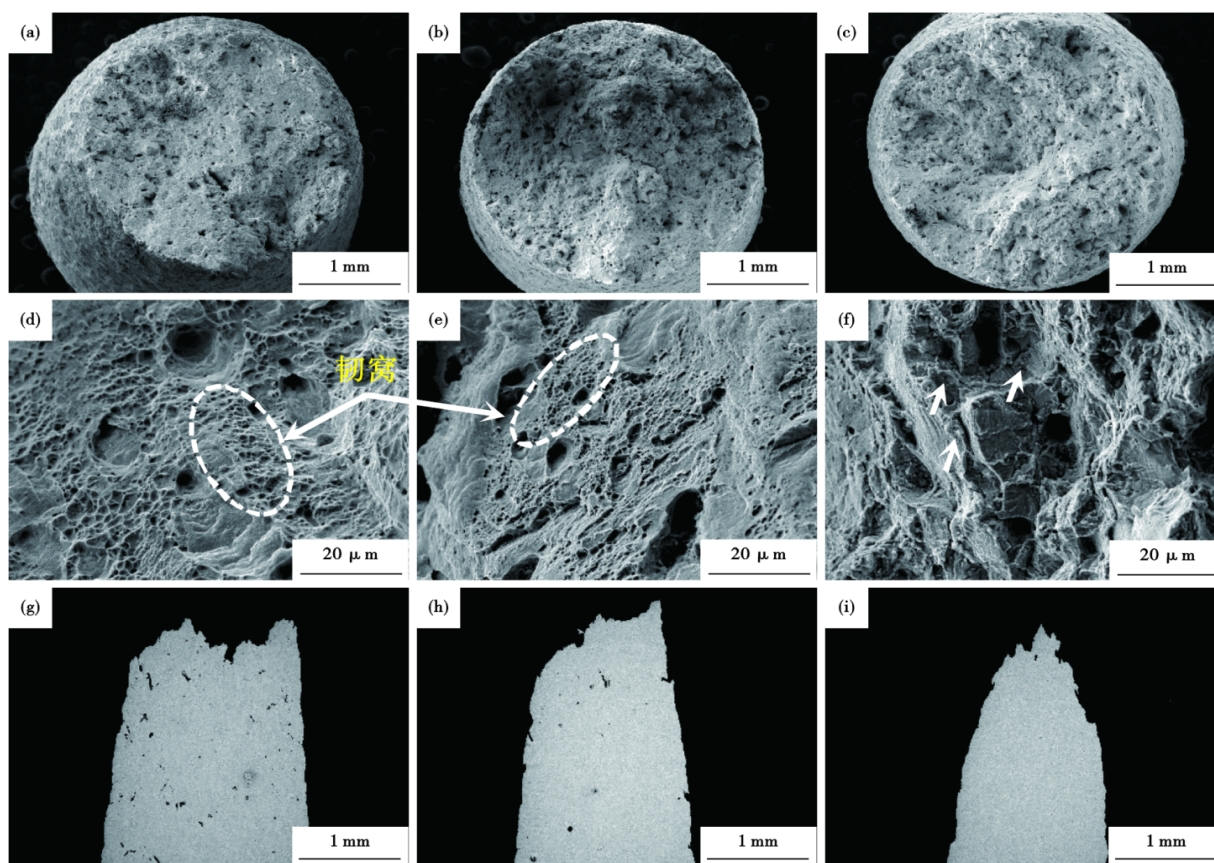


图 12 800 °C 高温拉伸断口形貌:(a, d, g)IN617-1;(b, e, h)IN617-2;(c, f, i)IN617-3;(a-c)横截面整体形貌;(d-f)横截面断口微观形貌;(g-i)剖面整体形貌

Fig. 12 800 °C high temperature tensile fracture morphology: (a, d, g) IN617-1; (b, e, h) IN617-2; (c, f, i) IN617-3; (a-c) cross section overall morphology; (d-f) cross section fracture morphology; (g-i) cross section overall morphology

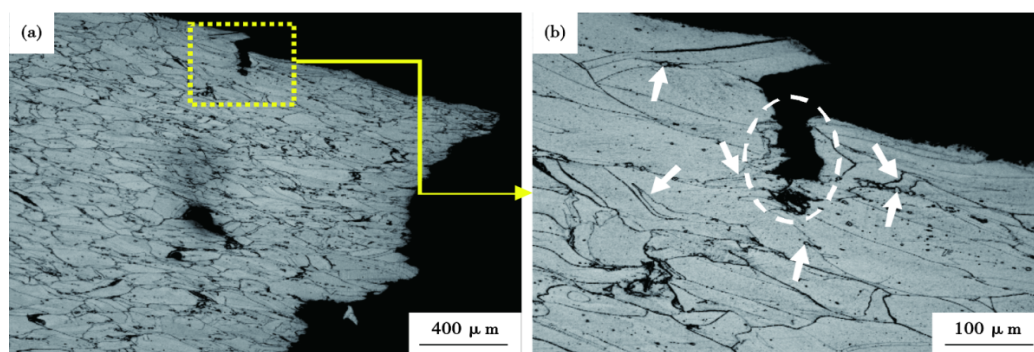


图 13 (a) 试样 IN617-2 在 800 °C 下拉伸剖面断口形貌, (b) 为 (a) 的区域放大图

Fig. 13 (a) The fracture morphology of IN617-2 at 800 °C, (b) is a region enlargement diagram of (a)

(C, N) 的形核能垒, 其表面吸附的溶质原子亦可促进 Ti(C, N) 的定向形核和长大, 因此, 氧化物诱导析出是 Ti(C, N) 的重要形核机制^[24]。当温度降至约 1 350.0 °C 时, Ti(C, N) 开始在液相中富 Ti、C 和 N 的过饱和区域中形核析出, 随后随着温度进一步降低, 颗粒逐渐长大。

当温度降至约 1 230.0 °C 时, 合金开始进入 M_6C

相的形核析出区间。在三相共生模式中, M_6C 相优先沿 Ti(C, N) 颗粒边缘异质形核, Ti(C, N) 不仅提供了 M_6C 晶体沿密排方向生长的取向界面, 还降低了其形核能垒。 M_6C 是否能够在 Ti(C, N) 上异质形核, 与二者之间的晶格错配度密切相关。根据 Bramfitt 提出的二维晶格错配模型, 尽管 Ti(C, N) 与 M_6C 存在较大晶格错配, 但后者仍可在前者表面析

出。这主要得益于Ti(C,N)颗粒周围富集的Cr、Mo等元素提供了成分过冷度与局部过饱和,有利于 M_6C 形成。同时,晶格错配应变可通过错配位错得到缓解,进一步促进 M_6C 的稳定形核^[25]。此外, M_6C 的析出有助于钝化Ti(C,N)颗粒尖锐边缘,降低其表面能。二者间的协同析出不仅优化了界面能状态,也促进了 M_6C 的定向生长,体现出 M_6C 与Ti(C,N)间良好的协同析出机制。

随着Ti(C,N)与 M_6C 的协同形核与长大,局部液相区域中大量Ti、Mo、C和N等元素被快速消耗。 M_6C 在后期发生热退化时,又向周围残余液相释放出Mo、Cr和C等元素,使 M_6C 与Ti(C,N)周围的液相富集Cr元素,如图4所示,为 $M_{23}C_6$ 的异质形核提供了有利条件。温度继续降低后, $M_{23}C_6$ 在 M_6C 界面大量析出,从而形成Ti(C,N)- M_6C - $M_{23}C_6$ 三相共生的典型形貌。

在两相共生模式中, M_6C 则直接在富Mo、Cr的液相微区中形核生长。一方面,理论计算表明, M_6C 的析出可显著降低系统的吉布斯自由能,具有自发析出的趋势^[26]。另一方面,Ti(C,N)的优先生长消耗了Ti、N、C等元素,使残余液相中Cr、Mo等元素浓度上升,局部区域达到 M_6C 析出的过饱和与过冷度条件,促进其直接形核长大。随冷却继续进行, M_6C 在热退化过程中释放的Cr、Mo等元素又进一步促使 $M_{23}C_6$ 在其表面依附析出,形成类似于三相共生的冷却路径。最终,合金中形成稳定的 M_6C - $M_{23}C_6$ 两相共生析出组织。

3.2 IN617合金强化机制

在本文前部分已经就合金元素变化对显微组织和力学性能数据进行了分析,但其显微组织演变对合金强化机制的影响需要更加深入地探讨。C和Mo含量的改变主要对合金二次枝晶间距和碳化物有影响,而碳化物对高温合金的力学性能的重要性早已得到认可,但合金中碳化物的类型、分布、形态、尺寸和密度是影响其发挥有利或有害作用的重要因素^[27]。

IN617合金中主要析出相为 $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、MC和 γ' 相,其中, $M_{23}C_6$ 相和 γ' 相为小尺寸析出相,弥散分布于合金 γ 基体中,对合金起主要强化作用。 $M_{23}C_6$ 相主要在晶界和晶内析出,利用其立方晶体结构和非共格特性有效钉扎位错,提高了材料的强度,另外,晶界处的 $M_{23}C_6$ 颗粒可以抑制高温下晶界的滑移和迁移,增强了合金的抗蠕变能力,进而提升了合金的高温拉伸性能。 γ' 相在IN617合金中析出含量较少,但同样为重要的强化相, γ' 相具有与

基体 γ 相共格的晶体结构,其有序面心立方结构迫使位错滑移切割时需要消耗额外能量破坏有序序列,因此,可显著提升合金的强度,并且在高温下 γ' 相具有较高的稳定性,阻碍位错的攀移和交滑移,对提升合金高温性能具有显著成效^[28]。 γ' 相主要在晶内析出主导晶内强化,而 $M_{23}C_6$ 颗粒大多在晶界析出,避免晶界滑移,强化晶界,有效阻碍晶粒在长时高温服役过程中粗化,二者协同抑制位错运动和晶界失效提升合金的强度和延性。试验数据显示,随C含量增加,碳化物体积分数增多,合金在室温和高温下抗拉强度和屈服强度均提升,主要与 $M_{23}C_6$ 和 γ' 相对合金的强化作用有关。

其次,固溶强化是提升合金强度的另一重要因素,在原子尺寸方面,Mo的原子半径(1.36Å)明显大于Ni基体(1.24Å),当固溶于 γ 基体时将引起显著的晶格畸变,导致位错需要消耗额外能量才可以通过,从而提升了合金的屈服强度和变形抗力;在电子结构方面,Mo原子的电子轨道与Ni基体电子云交互作用,增强了固溶体中原子结合力,提高了基体抵抗塑性变形的能力。因此,试验数据中显示,随Mo含量增加,合金在室温和高温下屈服强度和抗拉强度均有一定程度提升。

大尺寸颗粒 M_6C 相和MC相对位错有一定阻碍作用,可以提升合金的强度,但其尺寸过大,特别是在高温服役过程中异常长大会导致位错堆积,在基体和碳化物界面附近产生高局部应力集中,由于应力集中将导致在块状碳化物内部或碳化物/基体界面处的微孔形核,一旦裂纹在碳化物内部成核并横向于加载方向,它就会立即传播并成为主导裂纹,最终导致失效。其次, M_6C 颗粒为富Mo相, M_6C 相析出需要大量Mo元素,减少Mo元素的固溶含量,将减弱固溶强化作用。因此,合金中减少或避免大尺寸碳化物颗粒的析出对合金性能特别是长时高温性能的提升有重要作用。

4 结论

系统研究不同C和Mo含量对IN617合金枝晶偏析、碳化物析出行为及力学性能的影响,得出以下结论:

1)适当提高C和Mo含量有助于抑制枝晶偏析,细化二次枝晶间距。二次枝晶间距由IN617-1($w[C]0.054\%$ 、 $w[Mo]9.52\%$)的13.6 μm 和IN617-3($w[C]0.067\%$ 、 $w[Mo]8.53\%$)的10.2 μm ,缩小至IN617-2($w[C]0.066\%$ 、 $w[Mo]9.51\%$)的8.3 μm ,显

示出较为理想的枝晶细化效果;

2)C和Mo含量变化对铸造合金的一次析出机制影响较小,IN617合金主要呈现Ti(C,N)- M_6C - $M_{23}C_6$ 三相共生和 M_6C - $M_{23}C_6$ 两相共生两种析出模式;

3)C和Mo含量的提升促进了碳化物析出,进而

提升了合金的综合力学性能。IN617-2合金的室温抗拉强度和屈服强度分别达792.0、340.0 MPa,优于IN617-1(762.5、337.0 MPa)和IN617-3(770.5、323.5 MPa)。在800 °C下,强度提升幅度有限,但IN617-2的高温韧性略低于其余两种合金。

参考文献

- [1] 刘正东. 中国700 °C燃煤发电机组耐热材料研发[C]. 2011年全国高品质特殊钢生产技术研讨会文集, 2011: 72-77.
- [2] 何西扣, 刘正东, 王天剑, 等. 中国超超临界汽轮机转子耐热材料及锻件研制进展[J]. 中国冶金, 2023, 33(12): 1-11.
- [3] 江河, 董建新, 张麦仑, 等. 700 °C超超临界锅炉材料617B合金铸态组织及均匀化工艺[J]. 北京科技大学学报, 2014, 36(6): 795-802.
- [4] Huang Z, He X K, Chen K, et al. Solidification and segregation characteristics of Ni-based superalloy C700R-1 for ultra-supercritical steam turbine rotor[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 912: 165107.
- [5] 师昌绪, 仲增嘯. 我国高温合金的发展与创新[J]. 金属学报, 2010, 46(11): 1281-1288.
- [6] Cui J J, Li B K, Liu Z Q, et al. Comparative investigation on ingot evolution and product quality under different arc distributions during vacuum arc remelting process[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 3991-4006.
- [7] Bower T F. Measurement of solute redistribution in dendritic solidification[J]. Transactions of Metallurgical Society of AIME, 1966, 236(5): 624-634.
- [8] Yu K O, Domingue J A, Maurer G E, et al. Macrosegregation in ESR and VAR processes[J]. JOM, 1986, 38(1): 46-50.
- [9] 刘哲, 丰涵, 郑文杰, 等. C含量对690合金 $M_{23}C_6$ 相析出行为的影响[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8): 754-761.
- [10] 田仲良, 包汉生, 何西扣, 等. 700 °C汽轮机转子用耐热合金的研究进展[J]. 钢铁, 2015, 50(2): 54-60+69.
- [11] Li Q Y, Tian S G, Yu H C, et al. Effects of carbides and its evolution on creep properties of a directionally solidified nickel-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 633: 20-27.
- [12] 杨浩, 王方军, 李采, 等. 镍基高温合金的熔炼工艺研究进展[J]. 特殊钢, 2023, 44(3): 1-9.
- [13] 郭岩, 侯淑芳, 周荣灿. 晶界 $M_{23}C_6$ 碳化物对IN 617合金力学性能的影响[J]. 动力工程学报, 2010, 30(10): 804-808.
- [14] 李奇, 秦鹤勇, 郭翠萍, 等. 镍基高温合金GH4706析出相的热力学计算与分析[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(3): 208-215.
- [15] Xu H, Zhang Y H, Fu H D, et al. Effects of boron or carbon on solidification behavior of Co-Ni-Al-W-based superalloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 891: 161965.
- [16] 吴贇, 聂义宏, 赵帅, 等. 改型617合金的铸态组织特征及均匀化工艺[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(7): 150-156.
- [17] Jiang H, Xiang X M, Dong J X. The relationship between microstructure evolution and impact toughness degeneration of alloy 617B during long term aging[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 17: 809-818.
- [18] Jia L, Cui H, Yang S F, et al. Effect of carbon addition on microstructure and mechanical properties of a typical hard-to-deform Ni-base superalloy[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2023, 33(2): 232-243.
- [19] Tian B H, Lind C, Paris O. Influence of Cr₂₃C₆ carbides on dynamic recrystallization in hot deformed Nimonic 80a alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 358(1-2): 44-51.
- [20] Cheng K Y, Jo C, Jin T, et al. Effect of stress on μ phase formation in single crystal superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(6): 2704-2710.
- [21] Yang F, Hou J S, Gao S, et al. The effects of boron addition on the microstructure stability and mechanical properties of a Ni-Cr based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 715: 126-136.
- [22] Wang C S, Wang T T, Tan M L, et al. Thermal stability of a new Ni-Fe-Cr base alloy with different Ti/Al ratios[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 31(2): 135-142.
- [23] Wang Y, Xu F H, Li Y, et al. Deformation characteristic of 617B nickel base superalloy for 700 °C ultra-supercritical boiler[C]. HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015. Cham: Springer International Publishing, 2016: 791-797.
- [24] 陈珉. 大型IN617镍基耐热合金铸锭凝固质量控制及均匀化工艺研究[D]. 北京: 钢铁研究总院, 2024.
- [25] Chen L, Zhang B, Yang Y, et al. Evolution of hot processing map and microstructure of as-forged nickel-based superalloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 7638-7653.
- [26] Zhu J J, Yuan W H. Effect of pretreatment process on microstructure and mechanical properties in Inconel 718 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 939: 168707.
- [27] Rai R K, Sahu J K, Jena P S M, et al. High temperature tensile deformation of a directionally solidified nickel base superalloy: Role of micro constituents[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 705: 189-195.
- [28] 王庆鹏, 刘生, 孙明月, 等. 固溶温度和时效时间对Inconel 617高温合金微观组织与力学性能的影响[J]. 材料工程, 2025, 53(1): 121-130.