



9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢高温力学性能与断裂机理

耿伟¹, 朱志宝², 马金辉², 宋新莉¹, 葛锐¹

(1 武汉科技大学, 先进耐火材料全国重点实验室, 武汉 430081; 2 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001)

摘要:研究了正火回火 9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢的组织及其在 625 °C 不同应变速率 (5×10^0 、 5×10^{-1} 、 5×10^{-2} 、 5×10^{-3} 、 5×10^{-4} s⁻¹) 条件下的拉伸强度与断裂机理。结果表明, 9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢正火与回火后组织主要是回火板条马氏体组织, 原奥氏体晶界与板条束界面有大量含铬的碳化物析出相, 基体中含有一定密度的位错。试验钢在 625 °C 拉伸, 随着应变速率的增加, 钢的屈服强度从 237 MPa 增加到 430 MPa, 抗拉强度从 268 MPa 增加到 480 MPa, 断面收缩率为 28%~15.5%。断口中有大量不同尺寸的韧窝, 不同应变速率试验钢基体中均存在高密度位错, 位错与夹杂物或碳化物析出相交互作用, 导致微孔的萌生与扩展, 最终导致材料断裂。

关键词:马氏体耐热钢; 应变速率; 析出相; 夹杂物; 位错

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00227 中图分类号: TG142

High Temperature Mechanical Properties and Fracture Mechanism of 9Cr-2W-3Co Martensitic Heat-resistant Steel

Geng Wei¹, Zhu Zhibao², Ma Jinhui², Song Xinli¹, Ge Rui¹

(1 State Key Laboratory of Advanced Refractories, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China; 2 Da Ye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China)

Abstract: The microstructure of normalized & tempered 9Cr-2W-3Co martensitic heat-resistant steel and its tensile strength and fracture mechanism at different strain rates (5×10^0 , 5×10^{-1} , 5×10^{-2} , 5×10^{-3} , 5×10^{-4} s⁻¹) at 625 °C was researched. The results showed that the tempered lath martensitic structure of 9Cr-2W-3Co martensitic heat-resistant steel was mainly structure obtained after normalizing and tempering, and there were a large number of chromium-containing carbide precipitation phase at the interface between the original austenite grain boundary and the lath bundle, and a certain density of dislocations in the matrix. The test steel was stretched at 625 °C, with the increasing of strain rate, the yield strength of steel increased from 237 MPa to 430 MPa, the tensile strength was increased from 268 MPa to 480 MPa, and the reduction of area was between 28% and 15.5%. There were a large number of dimples of different sizes in the fracture, and there were high density dislocation in the test steel matrix at different strain rates. The dislocation interacts with the interface of inclusions or lath or precipitates, leading to the initiation and expansion of micropores, and eventually the fracture of the material.

Key Words: Martensitic Heat-resistant Steel; Strain Rate; Precipitated Phase; Inclusion; Dislocation

随着全球能源枯竭与环境问题日益突出, 超超临界发电厂需要提高发电效率及减少二氧化碳的排放。增加发电效率的有效方法是提高超超临界发电机组的温度与压力, 因此, 对超超临界机组耐热钢零件的高温力学性能提出更高的要求。新型 9%~12%Cr 的马氏体耐热钢具有良好的抗蠕变性能而被广泛应用于主蒸汽管、过热器、再热器等, 使热电厂的热效率提高了 8%, 节约能源, 减少 CO₂ 排放^[1-4]。新型的 9%~12%Cr 马氏体耐热钢中最具代表性的是 T/P91, T/P92, T122, G115 等, 最高服役温度 630 °C。目前, P92 钢在服役温度为 625 °C 蒸汽

管中应用量最大, 存在的问题是生产中常常产生少量 δ -铁素体, 降低了持久强度, 本研究在 P92 成分基础上以 W 代替部分 Mo, 增加 W 含量, 添加 Co, 并通过控制钢中 δ -铁素体含量, 以达到提高高温力学性能。马氏体耐热钢在高温高压等苛刻的服役环境中常常导致钢基体中 Cr₂₃C₆ 等析出相的粗化, Fe₂Mo 型 laves 相析出等, 降低了析出相的析出强化与合金元素 Mo 等固溶强化效果, 因此, 常常导致耐热钢零部件发生断裂失效现象^[5-6]。影响马氏体耐热钢高温力学性能与断裂行为的因素有合金元素类型, 晶粒尺寸, 夹杂物, 析出相与晶界溶质原子偏

基金项目: 2023 湖北省重大攻关项目(DJ)(2023BAA019)

作者简介: 耿伟(2000—), 男, 硕士; E-mail: 843506469@qq.com; 收稿日期: 2024-09-23

通信作者: 宋新莉(1973—), 女, 博士, 教授; E-mail: xlsong@wust.edu.cn

聚、温度与应变速率等^[7-10]。Yin 等^[11]研究了应力对 9.5Cr-1.5MoCoVNbNB 耐热钢在 620 °C 拉伸过程富 Mo-Laves 相的形核与演变, 结果发现, 在拉伸应力作用下, 形成大量的形核位置, 例如 Cr₂₃C₆ 碳化物的粗化, 形成位错墙与位错胞, 富 Mo-Laves 相在粗化的 Cr₂₃C₆ 界面形核, 并包裹在碳化物上。Girouxa 等^[12]研究了 P92 试验钢在 823 K 不同应变速率 ($2.5 \times 10^{-3} \sim 2.5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$) 高温拉伸断裂行为, 发现低应变速率变形过程中存在的软化过程主要是位错的运动与回火板条马氏体回复亚晶形成与长大导致。综上文献可知, 马氏体耐热钢在高温应力作用下, 由于析出相粗化或马氏体板条的退化等, 会降低高温强度与持久强度。本文以 9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢为研究对象, 研究该钢在服役温度 625 °C 不同应变速率对高温强度的影响规律与微观机理, 为大生产提供理论依据与实验数据。

1 试验材料及方法

从图 1 的 Fe-Cr 相图可知, Cr 含量在 9% 左右, α/γ 相转换温度区间较窄, 能够完全奥氏体化, Cr 含量过高, 材料易于形成 δ -铁素体而对钢的持久强度不利。因此, 本实验钢的 Cr 含量设计为 9%, W 形成 M2X 强化相, 提高强度, W 取代部分 Mo, 降低成本, Co 能够抑制高铬铁素体钢中 δ -铁素体的形成, 因此, 本文设计了 9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢, 并添加少量碳化物形成元素 Nb, V 形成 NbC 与 VC, 提高强度。设计的 9Cr-2W-3Co 钢服役温度为 625 °C, 因此, 在 625 °C 以应变速率 $5 \times 10^0 \sim 5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 进行高温拉伸。9Cr-2W-3Co 马氏体耐热钢的化学成分(质量分数)/%: C 0.08, Si 0.4, Mn 0.4, Cr 9.0, Ni 0.2, Mo 0.5, W 2.0, Co 3.0, Nb 0.05, V 0.2, N 0.07, Al 0.030, B 0.0012, S ≤ 0.010 , P ≤ 0.020 和 Fe 平衡。实验钢正火温度为 1 070 °C, 保温时间 1 h, 然后空冷, 回火温度为 770 °C, 保温 1 h, 正火与回火设备均为箱式电阻炉。按照 GB/T 4338—2006 标准制作标准棒状拉伸试样。高温拉伸试验参数: 拉伸温度为 625 °C, 应变速率分别为 5×10^0 、 5×10^{-1} 、 5×10^{-2} 、 5×10^{-3} 、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 热拉伸机型号为 AG-IS100KN, 高温拉伸得到应力-应变曲线, 并得到屈服强度、抗拉强度和断面收缩率。

利用扫描电镜(SEM, Apreo S HiVac)分析拉伸断口形貌, 然后利用线切割机将断口对半切开, 借助 180-2000# 砂纸打磨并机械抛光至镜面形态, 无划痕。然后, 利用 ($2.5 \text{ g FeCl}_3 + 2 \text{ mL HCl} + 100 \text{ mL H}_2\text{O}$)

腐蚀液对实验钢进行浸蚀, 借助扫描电子显微镜(Nano Nova SEM400)观察显微组织、析出物和断口周围组织形貌, 同时, 利用能谱仪分析了析出相的化学组成。

借助线切割机在距离拉伸断口 2 mm 左右位置切割圆片, 直径为 8 mm, 厚度为 0.6 mm, 随后用 180# 砂纸将圆片厚度打磨至 0.2 mm, 再用 1500~2000# 砂纸将圆片厚度精磨到 0.1 mm, 随后利用冲孔器冲出 $\phi 3 \text{ mm}$ 的小圆片, 用 3000 目砂纸将小圆片磨到 60 nm 厚, 利用超声仪进行清洗, 最后利用电解双喷减薄仪(Struers/TenuPol-5)对小圆片进行电解双喷制成透射样品。双喷液为 10% HClO₄+90% CH₃CH₂OH 混合溶液, 电压为 25 V, 利用液氮降温, 温度范围在 -10 ~ -15 °C, 然后借助透射电子显微镜(TEM, JEM-F200)分析位错结构、析出相形貌与分布。

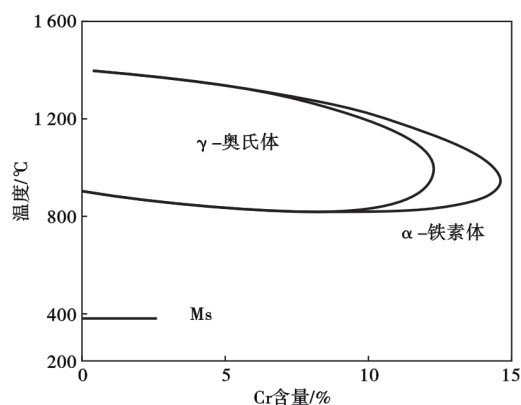


图 1 Fe-Cr 相图

Fig. 1 Fe-Cr phase diagram

2 试验结果与分析

2.1 钢的热处理组织

图 2 为试验钢经过正火与回火热处理后的组织形貌。试验钢在 1 070 °C 正火 1 h, 在 770 °C 回火 1 h 后得到的组织较为均匀, 主要为回火板条马氏体, 原奥氏体晶界与板条界面有大量碳化物析出, 基体中有高密度位错, 如图 2(c)(d) 所示, 由图 2(e) EDS 成分分析可知, 这些碳化物主要含 Cr, Fe, C 等元素。研究表明, 这些富 Cr 碳化物主要为 Cr₂₃C₆。试验钢经过淬火得到的马氏体是 C 在 α -Fe 中过饱和固溶体, 在回火过程中过饱和马氏体中 C 会析出, 由于钢中 Cr 含量较高, 而原奥氏体晶界与板条界面位置缺陷密度高, 为 Cr 碳化物析出提供了能量条件, 因此, Cr 碳化物主要沿原奥氏体晶界与马氏体板条束界面析出^[7]。

图 3 为试验钢中的夹杂物。夹杂物的大小、

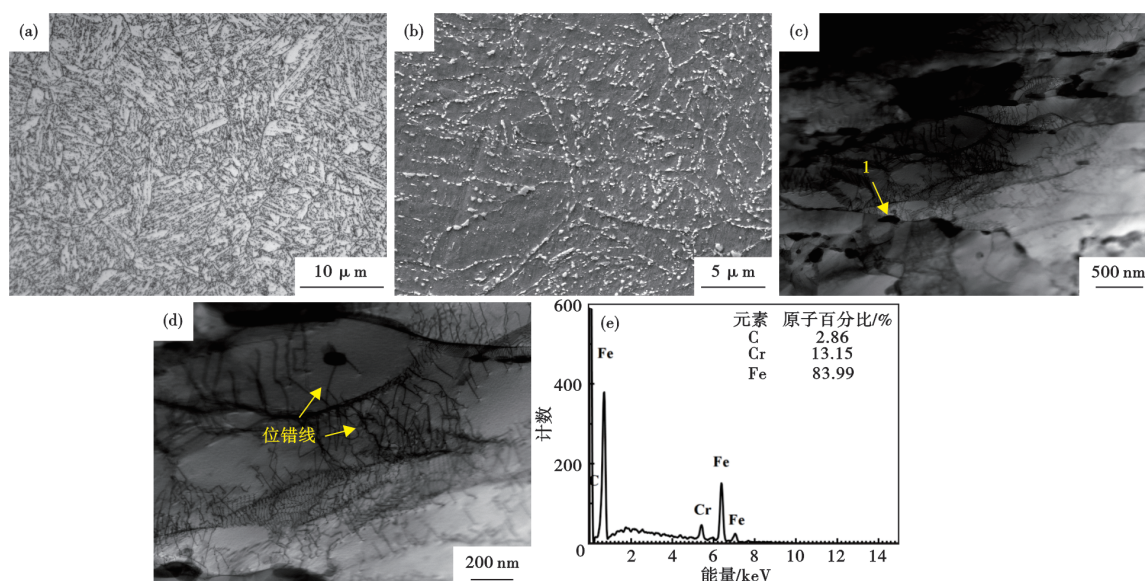


图2 9Cr-2W-3Co钢热处理后OM、SEM、TEM组织及析出相化学成分:(a)500倍,(b)10000倍,(c)30000倍,(d)60000倍,(e)图(c)中1的EDS

Fig. 2 Microstructure of OM, SEM and TEM and precipitated phase chemical composition of 9Cr-2W-3Co steel after heat treatment: (a)500×,(b)10000×,(c)30000×,(d)60000×,(e) EDS of point 1 in figure (c)

形状及数量的分布对其性能有着一定的影响^[8]。图3(a)所示,夹杂物近球形,尺寸约2~3 μm,通过EDS能谱成分分析可知,该夹杂物由O、Mg、Ca组成的复合夹杂物。粗大夹杂物存在会导致钢在高温持久载荷作用下更容易出现裂纹萌生现象,从而影响钢在高温下的组织稳定性和力学性能,降低其高温持久强度^[13]。因此,在试验钢的冶炼过程中要控制夹杂物的数量与大小。

2.2 625 °C不同应变速率拉伸强度

图4所示为不同应变速率($5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$)试验钢的应力-应变曲线、强度和断面收缩率。由应力-应变曲线可知,试验钢在625 °C以应变速率为 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 拉伸,钢的强度较低,但是塑性较好。随

着应变速率的增大,屈服强度从237 MPa增加到430 MPa,抗拉强度从268 MPa增加到480 MPa,断面收缩率先从25%升高到28%,最后降低到15.5%。由图2(c)(d)可知,试验钢正火与回火后,基体中有大量位错,因此,在625 °C拉伸变形过程中,位错通过交滑移和攀移等运动方式进行运动,位错与位错相互作用,位错交割与缠结,增大变形抗力,随应变变量增大,达到抗拉强度时,基体中产生微孔,试验钢产生颈缩,当应力达到最大后呈降低趋势。当应变速率(如 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 和 $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)较高时,位错的增殖和运动速度较快,位错之间的相互缠结和阻碍作用增强,位错难以充分滑移和攀移,从而使试验钢的塑性变形能力受限,表现为屈服强度和抗拉强度较高,

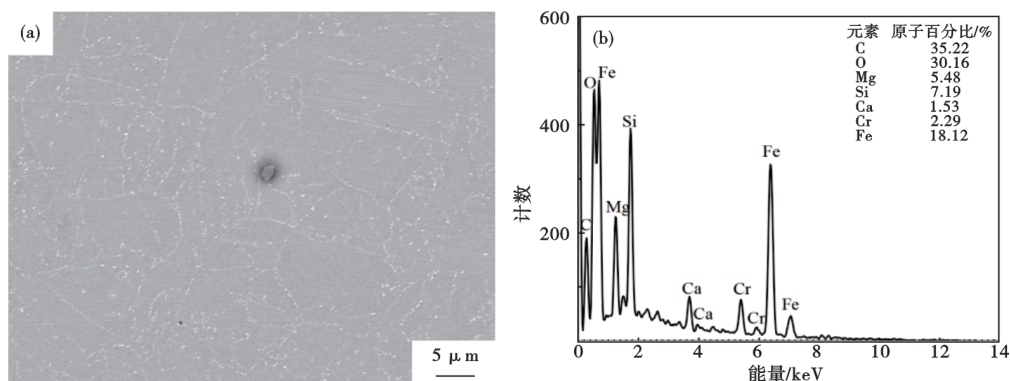


图3 9Cr-2W-3Co钢中的夹杂物及成分:(a)夹杂物形貌,(b)夹杂物化学成分

Fig. 3 Inclusion and composition in 9Cr-2W-3Co steel : (a) inclusion morphology, (b) inclusion chemical composition

但延伸率较低。随着应变速率的降低(如 $5 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 和 $5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$),位错有更多的时间进行滑移和攀移,位错密度重新分布,减少了位错的堆积和缠结,促进了塑性变形,使得屈服强度和抗拉强度有所降低,而断面收缩率提高^[14]。在极低的应变速率(如 $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$)下,长时间的变形过程可能导致微观组织发生变化,如析出相的长大、晶界的迁移等。析出相的长大削弱其强化作用,晶界的迁移导致晶界强度下降,夹杂物的存在抑制基体的形变。这些因素共同作用,使得试验钢的强度进一步降低,断

面收缩率也有所下降^[15-16]。由图4(b)可知,随应变速率的增大,断面收缩率出现波动,应变速率先增大,后降低。说明实验钢的塑性并没有随应变速率增大线性降低,主要是因为基体与马氏体板条界面有大量富Cr析出相或laves相析出,会降低塑性。

2.3 断口特征

图5所示为试验钢在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 下不同应变速率下的宏观与微观断口形貌,随应变速率减小,断口截面积减小,拉伸过程颈缩更显著,塑性变形能力增大。断口中有大量韧窝,所有断口表现为韧性断

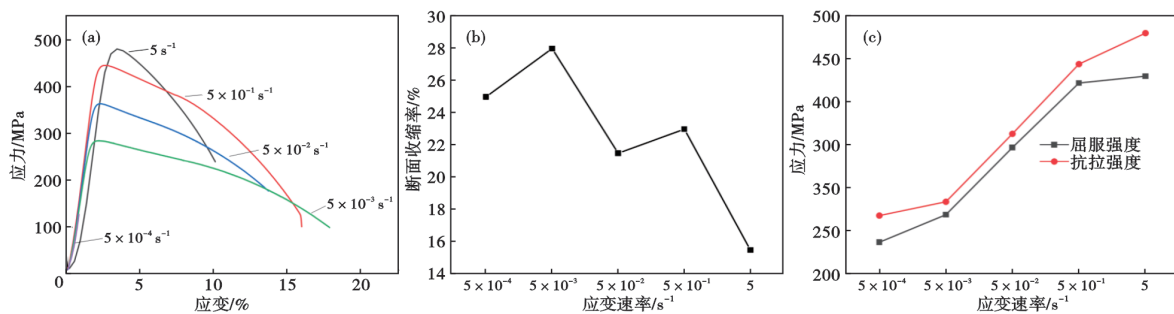


图4 不同应变速率下9Cr-2W-3Co钢在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 时力学性能:(a)应力-应变曲线,(b)强度,(c)断面收缩率

Fig. 4 Mechanical properties of 9Cr-2W-3Co steel at different strain rate at $625 \text{ }^\circ\text{C}$: (a) stress-strain curve, (b) strength, (c) reduction area rate

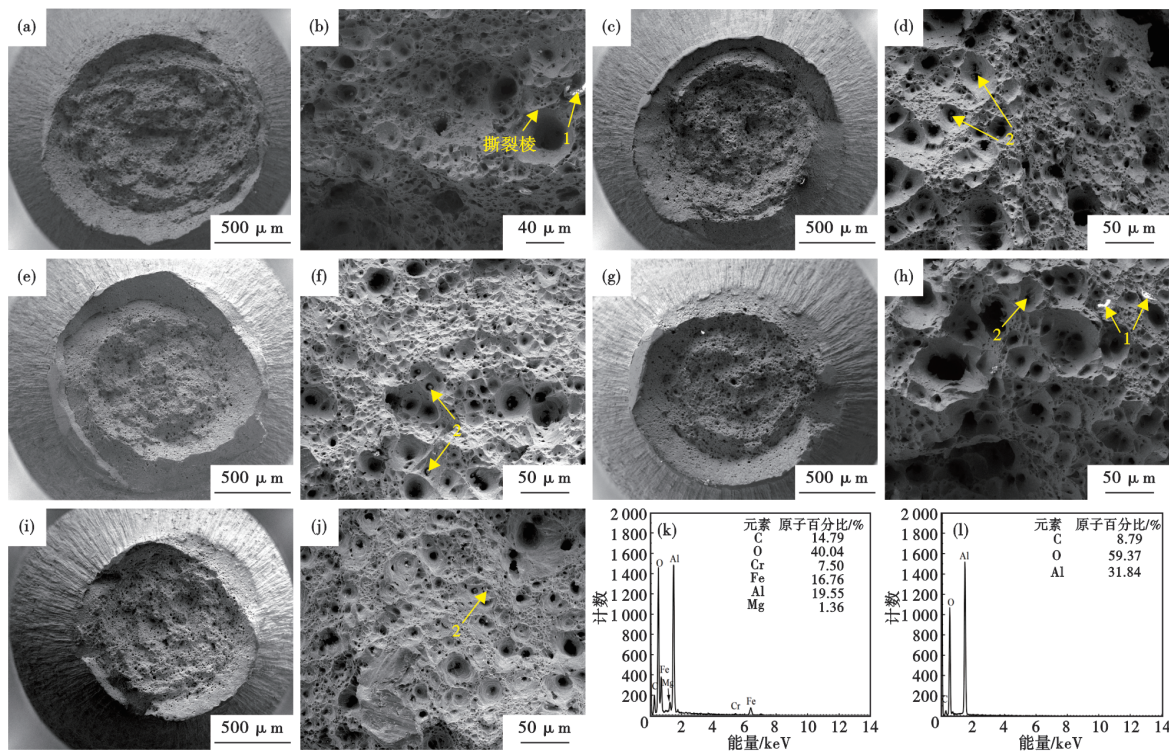


图5 不同应变速率下9Cr-2W-3Co钢在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 下的断口形貌:(a)(b) $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$; (c)(d) $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (e)(f) $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (g)(h) $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (i)(j) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (k)夹杂物1成分;(l)夹杂物2成分

Fig. 5 Fracture morphology of 9Cr-2W-3Co steel at $625 \text{ }^\circ\text{C}$ at different strain rates : (a) (b) $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$; (c) (d) $5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$; (e) (f) $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$; (g) (h) $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$; (i) (j) $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; (k) chemical component of inclusion 1; (l) chemical component of inclusion 2

裂,这表明试验钢在断裂前经历了一定的塑性变形。韧窝尺寸不均匀,韧窝大小与夹杂物尺寸与析出相尺寸有关。钢中有氧化铝,氧化铝镁复合夹杂物(图3),与铬碳化物(图2),试验钢在拉伸过程发生塑性变形,基体中位错运动到夹杂物或析出相周围发生位错塞积,产生了应力集中,当应力超过夹杂物与基体界面能,出现微孔,随变形进行,微孔增大^[17-18]。进一步优化炼钢工艺、改进热处理参数以及控制变形条件可以减少氧化铝夹杂对试验钢性能的不利影响。

2.4 断裂机理分析

图6为拉伸速率为 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的试验钢TEM组织形貌。由图6可见,在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 以较高的应变速率拉伸变形,基体中有高密度位错,马氏体板条界面有纳米尺寸析出相。图6(c)可见马氏体板条内部出现了大量的缠结位错,这些位错相互作用,形成复杂的位错网络。位错遇到板条界面而发生塞积现象,运动位错遇到析出相,在析出相与基体界面产生塞积作用。由于变形速度过快,回复和再结晶过程来不及充分进行,残留的马氏体板条边界较为清晰,组织中的亚结构尺寸不均匀且较为细小。高密度位错之间的交互作用起到位错强化作用,析出相与位错相互作用阻碍位错运动,提高强度,马氏体板条界面阻碍位错运动起到晶界强化,因此,本试验钢以 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 拉伸具有较高的强度。

图7为拉伸速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的试验钢在透射电镜下的组织形貌。图7(a,b,c)可见马氏体板条内部也有一定含量位错,板条界面上有析出相。根据成分分析可知,析出相主要是富Cr碳化物与laves相,如图7(d)(e)所示。应变速率越低,位错有充分时间滑移与攀移,异号位错相遇湮灭几率更高,局部区域位错密度降低。部分区域位错相遇而出现位错缠结形成

位错胞结构,如图7(c)所示。由于应变速率较慢,位错有充足的时间进行滑移和攀移,为马氏体亚结构的回复和再结晶过程提供了足够的时间,回火板条马氏体回复,亚晶形成与粗化也降低了晶界强化,导致强度降低。析出相周围有位错塞积现象,位错塞积易于造成应力集中,从而在析出相周围形成微孔^[19]。因此,应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 拉伸时,强度比 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 试验钢的强度低。

图8为试验钢的晶界在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 以 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 的应变速率下发生断裂的断口周围组织形貌。由图8可知,试验钢拉伸过程中,夹杂物、析出相与晶界均有微裂纹萌生。

图8(d)EDS成分分析可知,孔洞位置夹杂物主要成分是Al, O, Al是钢中主要的脱氧元素,通常会形成球状的 Al_2O_3 残留在钢中。它们的存在破坏了试验钢的连续性和均匀性,在高温拉伸过程中,位错运动到夹杂物周围产生塞积造成应力集中,当应力超过 Al_2O_3 与基体的界面结合强度就会形成孔洞^[20]。9Cr-2W3-Co实验钢中由于Cr含量较高,通常与C形成 Cr_{23}C_6 碳化物,或析出富W的laves相,当位错运动到析出相周围也会产生塞积作用(图7所示)产生应力集中,易于在析出相周围形成孔洞,这些孔洞在快速拉伸过程中迅速连接,扩展导致试验钢的过早断裂。实验钢基体中大量位错运动到原奥氏体晶界或板条界面,位错遇到大角度晶界产生塞积,造成裂纹萌生^[21-22]。综上所述,在不同的应变速率下,在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 的温度环境下,晶界、析出相和夹杂物通过各自的作用机制,共同影响着9Cr-2W-3Co马氏体耐热钢的起裂源形成和孔洞产生,对试验钢的高温拉伸力学性能有着较大影响。因此,在实际生产中,要控制夹杂物数量、尺寸,成分设计与热处理过程中控制钢中纳米尺寸析出相,以阻碍板条马氏

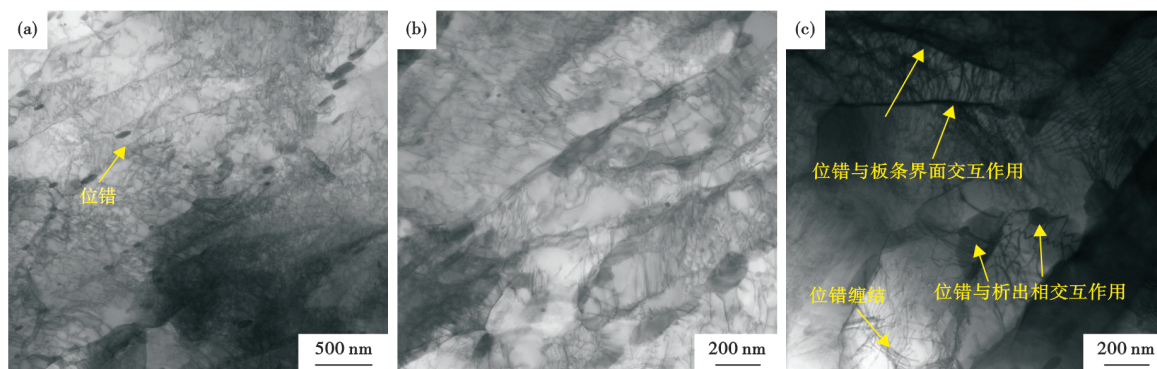


图6 9Cr-2W-3Co钢在 $625 \text{ }^\circ\text{C}$ 下应变速率为 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 时的TEM组织形貌
Fig. 6 TEM microstructure of 9Cr-2W-3Co steel at a strain rate of $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ at $625 \text{ }^\circ\text{C}$

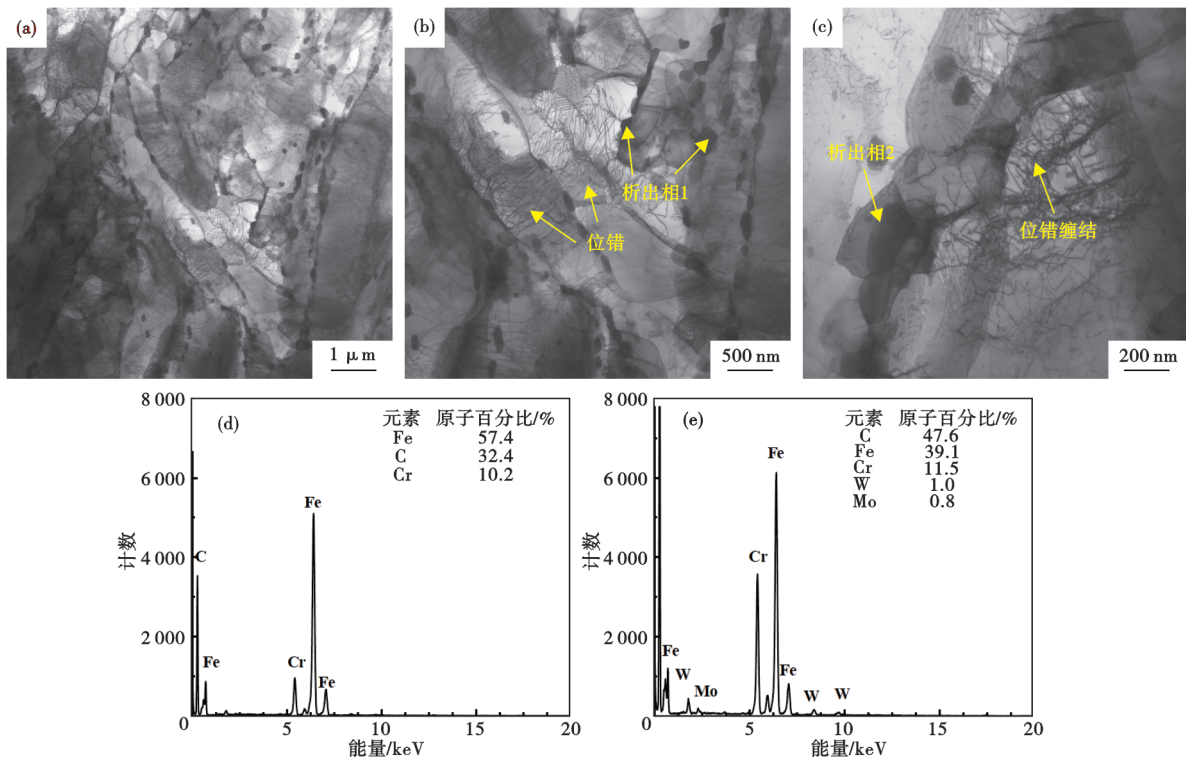


图7 9Cr-2W-3Co钢在625 °C下应变速率为 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时的TEM组织形貌:(a)(b)(c)位错和析出相;(d)碳化物;(e)laves相
 Fig. 7 TEM microstructure of 9Cr-2W-3Co steel at a strain rate of $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ at 625 °C : (a) (b) (c) dislocations and precipitates; (d) carbides; (e) laves phase

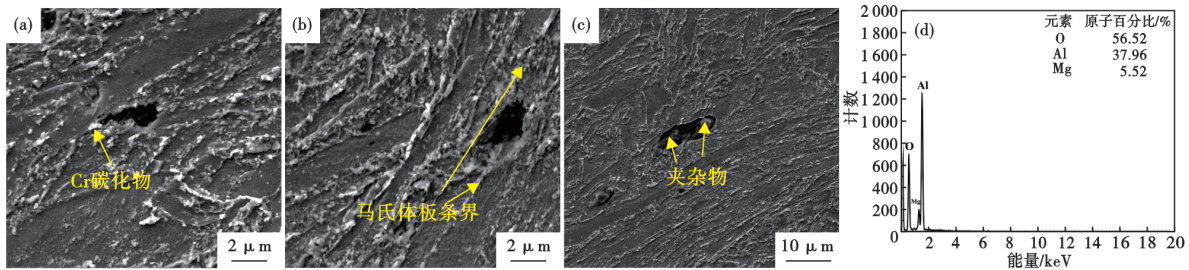


图8 9Cr-2W-3Co钢在625 °C下应变速率为 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 时断口周围组织:(a~c)孔洞;(d)图c中夹杂物成分
 Fig. 8 Microstructure around the fracture of the 9Cr-2W-3Co steel at a strain rate of $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ at 625 °C : (a-c) holes; (d) composition of inclusions in Figure c

体在高温服役过程中的回复与再结晶行为,提高该钢的服役寿命。

3 结论

研究了9Cr-2W-3Co马氏体耐热钢在1 070 °C正火1 h,770 °C回火1 h(冷却方式均为空冷)后基体组织,夹杂物及其在625 °C以不同应变速率拉伸时强度与塑性,并分析了断裂机理。

1) 9Cr-2W-3Co马氏体耐热钢正火及回火后组织为回火板条马氏体,沿原奥氏体晶界与马氏体板条界面上有大量Cr的碳化物析出相。

2) 9Cr-2W-3Co马氏体耐热钢在625 °C以应变

速率 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$ 和 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 进行拉伸,基体中均发现高密度位错,部分位错相互作用形成位错缠结与位错胞,位错在析出相或夹杂物或晶界位置塞积,造成孔洞的萌生。

3) 9Cr-2W-3Co马氏体耐热钢在625 °C进行拉伸,随应变速率从 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 增大到 $5 \times 10^0 \text{ s}^{-1}$,屈服强度与抗拉强度均呈下降趋势,屈服强度从237 MPa增加到430 MPa,抗拉强度从268 MPa增加到480 MPa,断面收缩率随应变速率降低而增大。在625 °C以较慢的应变速率 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 进行拉伸,位错可以充分滑移或攀移导致位错密度降低,因此,位错强化作用降低。

参考文献

- [1] Xiao B, Xu L Y, Zhao L, et al. Creep properties, creep deformation behavior, and microstructural evolution of 9Cr-3W-3Co-1Cu-VNb martensite ferritic steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 711: 434-447.
- [2] Fedoseeva A, Tkachev E, Kaibyshev R. Advanced heat-resistant martensitic steels: Long-term creep deformation and fracture mechanisms [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 862: 144438.
- [3] 王敬忠, 涂凯, 包汉生, 等. 超超临界电站用含Nb马氏体/奥氏体耐热钢的合金化现状[J]. *中国冶金*, 2024, 34(6): 26-35.
- [4] 孙文强, 周珠, 徐阿敏, 等. 热处理工艺对高铬低活化铁素体-马氏体钢力学性能的影响[J]. *特殊钢*, 2024, 45(2): 105-111.
- [5] Saini N, Mulik R S, Mahapatra M M. Study on the effect of ageing on laves phase evolution and their effect on mechanical properties of P92 steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 716: 179-188.
- [6] Pandey C, Saini N, Mahapatra M M, et al. Hydrogen induced cold cracking of creep resistant ferritic P91 steel for different diffusible hydrogen levels in deposited metal[J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2016, 41(39): 17695-17712.
- [7] Song X L, Huang C H, Jia J, et al. Effect of strain rate on fracture behaviour of Cr₁₈Ni₁₁Ti stainless steel at high temperatures [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2022, 29(6): 1004-1011.
- [8] Kral P, Dvorak J, Sklenicka V, et al. Microstructure and creep behaviour of P92 steel after HPT[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 723: 287-295.
- [9] Yoshizawa M, Igarashi M, Moriguchi K, et al. Effect of precipitates on long-term creep deformation properties of P92 and P122 type advanced ferritic steels for USC power plants [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 510-511: 162-168.
- [10] Kipelova A, Belyakov A, Kaibyshev R. The crystallography of M₂₃C₆carbides in a martensitic 9% Cr steel after tempering, aging and creep[J]. *Philosophical Magazine*, 2013, 93(18): 2259-2268.
- [11] Yin H F, Ge W Q, Yin F S, et al. Effect of stress on the nucleation and evolution of Mo-rich Laves phase in 9.5Cr-1.5MoCoVNbNB heat-resistant steel during tensile rupture at 620 °C[J]. *Materials Characterization*, 2023, 196: 112565.
- [12] Tabuchi M, Hongo H, Abe F. Creep strength of dissimilar welded joints using high B-9Cr steel for advanced USC boiler[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(11): 5068-5075.
- [13] 李晗, 李晓, 张雪姣, 等. 9Cr3W3Co钢热变形行为研究[J]. *大型铸锻件*, 2023, (6): 30-34.
- [14] 何焕生, 余黎明, 刘晨曦, 等. 新一代马氏体耐热钢G115的研究进展[J]. *金属学报*, 2022, 58(3): 311-323.
- [15] Sauzay M. Modelling of the evolution of micro-grain misorientations during creep of tempered martensite ferritic steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 510-511: 74-80.
- [16] Danielsen H K. Review of Z phase precipitation in 9-12 wt-Cr steels [J]. *Materials Science and Technology*, 2016, 32(2): 126-137.
- [17] Danielsen H K, Hald J. On the nucleation and dissolution process of Z-phase Cr(V, Nb)N in martensitic 12%Cr steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 505(1-2): 169-177.
- [18] C. G. Panait, W. Bendick, A. Fuchsmann, A. -F. Gourgues-Lorenzon, J. Besson, Study of the microstructure of the Grade 91 steel after more than 100,000 h of creep exposure at 600 °C, *Int. J. Press. Vessels Pip.* 2010, 87: 326-335.
- [19] Vanaja J, Laha K, Mathew M D. Effect of tungsten on primary creep deformation and minimum creep rate of reduced activation ferritic-martensitic steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45(11): 5076-5084.
- [20] F. Dobes, J. Cadek, Contribution to the analysis of temporal interdependencies of creep[J], *Kov. Mater*, 1981, 19: 31-40.
- [21] Vanaja J, Laha K. Assessment of tungsten content on tertiary creep deformation behavior of reduced activation ferritic-martensitic steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(10): 4669-4679.
- [22] Dudova N, Plotnikova A, Molodov D, et al. Structural changes of tempered martensitic 9Cr-2W-3Co steel during creep at 650 °C [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 534: 632-639.