

5Cr9Si3 钢的高温变形行为及流变应力异常变化机理

吴云胜,彭以超,张麦仓[✉],郑磊,董建新

北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083
✉ 通信作者, E-mail: mczhang@ustb.edu.cn

摘要 通过不同热加工参数下的热压缩试验,研究了新型阀门钢 5Cr9Si3 的高温变形行为。5Cr9Si3 钢在 850 ~ 900 °C 和 1000 ~ 1100 °C 温度区间内峰值应力分别随温度的升高而减小,而在 900 ~ 1000 °C 温度区间内出现峰值应力随温度升高而增大的异常现象。进一步的微观组织及相结构演化分析表明:5Cr9Si3 钢在 900 ~ 1000 °C 温度区间内发生了由铁素体向奥氏体的转变,产生奥氏体相变强化;同时,随着变形温度的提高,碳化物的回溶造成碳元素和铬元素对 5Cr9Si3 基体固溶强化效果增强。相变强化和固溶强化是导致 5Cr9Si3 在 900 ~ 1000 °C 温度区间内流变应力异常变化的主要原因。

关键词 耐热钢; 高温变形; 流变应力; 相变; 压缩试验

分类号 TG142.73

Hot deformation behavior and flow-stress anomaly of 5Cr9Si3 valve steel at elevated temperatures

WU Yun-sheng, PENG Yi-chao, ZHANG Mai-cang[✉], ZHENG Lei, DONG Jian-xin

School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
✉ Corresponding author, E-mail: mczhang@ustb.edu.cn

ABSTRACT The hot deformation behavior of 5Cr9Si3 valve steel was investigated by hot working simulation test at different hot working parameters. When the deformation temperature increases from 850 to 900 °C or from 1000 to 1100 °C, the peak stress decreases; but when the deformation temperature increases in the range of 900 to 1000 °C, the peak stress rises. Further microstructural and phase transformation analyses show that a transformation from α -ferrite to austenite occurring within the deformation temperature range from 900 °C to 1000 °C causes austenite phase transformation strengthening, inducing the increasing of hot deformation resistance. Also, with the increasing of deformation temperature, the dissolution of carbides leads to solution strengthening for the matrix. Thus, phase transformation strengthening and solution strengthening at elevated temperatures are the main reason for the abnormal variation of flow stress for 5Cr9Si3 valve steel.

KEY WORDS heat-resistant steel; hot deformation; flow stress; phase transitions; compression testing

阀门钢属于耐热钢的重要分支,多用于制造汽油发动机和内燃机等设备的进气阀和排气阀,是制造发动机的关键材料^[1-2]。与其他承力结构件相比,阀门在服役过程中处于高温高压的工作环境,承受着严重的高温腐蚀以及热循环和热冲击,而且不断与阀门底座发生摩擦,因此要求阀门钢必须具有高温稳定性、耐磨性、抗高温氧化性以及抗燃气腐蚀性^[3-4]。本文研究的 5Cr9Si3 是一种新型中碳马氏体阀门钢。与

4Cr9Si2 等传统阀门钢相比,5Cr9Si3 中碳含量升高,具有良好的淬硬性,同时钢中硅元素与铬元素配合使其抗氧化性和抗腐蚀性能得到提高^[5]。5Cr9Si3 钢的性价比较高,在欧美已经成功应用于发动机进气阀的制造,但国内现阶段对其研究及应用较少^[6-7]。

由于阀门钢大多经锻造及轧制成型,研究其高温下的变形行为对锻造及轧制工艺设计具有重要意义。迄今,对材料高温变形行为的研究报道很多,李淼泉

等^[8]系统研究了镍基高温合金 GH4169 的高温变形行为,运用模糊神经网络建立了该合金高温变形时的流动应力模型;陈雷等^[9]在 950 ~ 1250 °C 下以不同的应变速率对 2205 双相不锈钢进行 Gleeble 热压缩变形试验,得出 2205 双相不锈钢的热变形方程;张宝惠等^[10]研究了 P91 耐热钢的在 900 ~ 1250 °C 内的高温变形行为,并建立了动态回复和动态再结晶两个阶段的本构方程. 相关文献涉及的合金种类各不相同,但几乎全部得出了“变形温度升高使合金高温变形时峰值应力显著降低”的结论. 本文以 5Cr9Si3 钢轧制棒材为研究对象,对其不同热变形参数下的力学行为进行了系统研究,发现在特定温度区间出现“高温变形时峰值应力随变形温度升高而异常升高”的现象. 因此,本文结合微观组织分析及相结构分析手段,系统探讨了 5Cr9Si3 钢高温流变应力异常变化的材料学机理,旨在为该钢种进一步的轧制工艺优化及组织性能控制提供依据.

1 实验材料及方法

实验用材料为经轧制生产的 $\phi 18 \text{ mm} \times 700 \text{ mm}$ 的 5Cr9Si3 棒材,其化学成分如表 1 所示. 采用热膨胀法测定其临界相变温度: A_{c1} 温度为 933 °C, A_{c3} 温度为 1021 °C.

表 1 5Cr9Si3 钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 5Cr9Si3 valve steel %

C	Cr	Si	Mn	Ni	Fe
0.41	9.25	2.24	0.28	0.08	余量

将 5Cr9Si3 原始样品加工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱形试样,在 Gleeble-1500 热模拟试验机上对其进行压缩变形,即在不同变形温度(850、900、950、1000、1050 和 1100 °C)下保温 5 min,分别以 1、5、10 和 20 s^{-1} 的应变速率将试样压缩变形 50%,并立即进行淬火处理以保留变形后的高温组织. 利用 Gleeble-1500 热模拟试验机记录下变形过程中的各项参数,绘制成真应力-应变曲线.

进而,将压缩试样沿压缩轴方向从中间剖开,研磨抛光后,用硫酸铜-盐酸-水溶液(2.5 g $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O} + 15 \text{ mL HCl} + 35 \text{ mL}$ 去离子水)进行化学浸蚀,在 JSM-6510 型扫描电子显微镜下观察其显微组织特征,应用 JXA-8230 电子探针分析仪对其进行定点成分分析,结合日本理学 Ultima IV X 射线衍射仪分析不同变形条件下的物相结构.

2 结果分析与讨论

2.1 5Cr9Si3 钢的高温流变特性

图 1 为 5Cr9Si3 钢在不同应变速率下峰值应力随

温度的变化图. 由图 1 可知,阀门钢 5Cr9Si3 表现出异常的高温变形特征:相同应变速率下,在 850 ~ 900 °C 范围内随着变形温度的升高,峰值应力逐渐减小,在 900 °C 时峰值应力达到极小值;随着变形温度的继续升高,在 900 ~ 1000 °C 范围内峰值应力逐渐增加,在 1000 °C 时峰值应力出现了极大值;当变形温度超过 1000 °C 后,峰值应力随着变形温度的升高又呈现出减小的趋势.

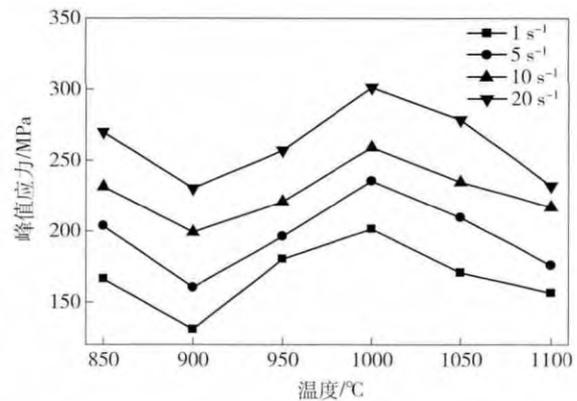


图 1 5Cr9Si3 钢在不同热加工参数下峰值应力随温度的变化趋势

Fig. 1 Relationships between peak stress and deformation temperature of 5Cr9Si3 valve steel at different hot deformation parameters

图 2 给出应变速率为 5 s^{-1} 时不同温度下 5Cr9Si3 钢的真应力-应变曲线. 由图可知,不同温度区间出现不同类型的真应力-应变曲线:在低温区(850 ~ 900 °C)和高温区(1050 ~ 1100 °C)真应力-应变曲线呈现动态回复型特征,应力首先随着应变量的增加而迅速增加,达到峰值后应力开始持续下降,但在低温区流变应力的下降速率明显高于高温区;而在中温区(950 ~ 1000 °C)真应力-应变曲线为加工硬化型,流变应力随着应变量的增加而持续增加^[11].

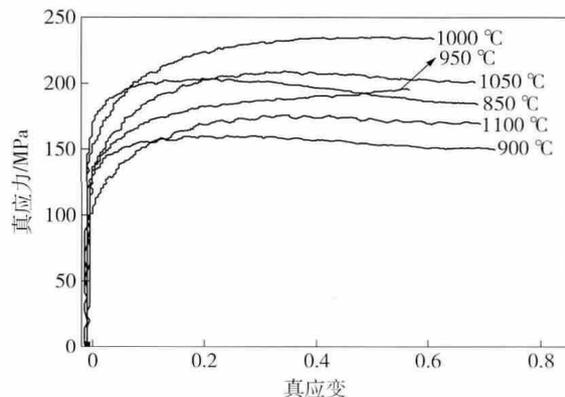


图 2 5Cr9Si3 钢的高温流变曲线特征

Fig. 2 Characteristics of the flow curves of 5Cr9Si3 valve steel at elevated temperatures

一般情况下,金属材料的变形抗力随变形温度的

升高而降低. 这是因为随着变形温度升高, 原子的能量逐渐增大, 原子进行热振动的振幅也相应增大, 位错运动变得更加容易, 位错攀移及交滑移易于进行, 流变应力降低. 此外, 温度升高更容易发生回复和再结晶等软化行为, 抵消加工硬化的能力增强, 导致流变应力减小. 本文中 5Cr9Si3 钢在 900 ~ 1000 °C 间的流变应力变化出现异常, 流变应力随温度呈现复杂的关系, 需要从材料相结构变化的角度进一步分析.

2.2 5Cr9Si3 钢高温变形后的组织特征

图 3 为应变速率为 5 s^{-1} 时, 不同温度下的 Gleeble 压缩试样的显微组织. 可以看出, 随变形温度升高, 5Cr9Si3 钢的组织形貌发生显著变化. 低温区组织由暗色基体和均匀分布的亮白色颗粒状析出物组成, 大部分析出物在晶界附近析出, 呈断续分布状态(图 3 (a) 和 (b)). 利用 10% HCl + 90% CH_3OH 溶液, 对应变速率为 5 s^{-1} , 变形温度为 850 °C 和 900 °C 的试样分别进行析出物的电解萃取, 并对萃取所得物质进行 X 射线衍射分析. 结果表明, 两种变形状态下析出物均为 $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ (如图 4 所示, 以 850 °C 变形试样的测试结果为例). 中温区内样品组织中碳化物的数量显著

减少(图 3 (c) 和 (d)), 高温区内碳化物已经基本溶解消失(图 3 (e) 和 (f)).

此外 5Cr9Si3 钢的基体组织随变形温度的升高也发生显著变化, 并呈现以下演变规律: (1) 低温区呈现因压缩而形成的长条状晶粒, 如图 3 (a) 和 (b) 所示. (2) 中温区呈现双相组织的特征. 由临界转变温度可知 5Cr9Si3 钢从 933 °C 开始发生由铁素体向奥氏体的转变, 因此在 950 °C 下压缩的试样组织中含有 C1 和 C2 两相, 如图 3 (c) 所示. C1 相衬度较浅, 其晶粒呈长条状, 内部包含许多细小的条带状组织, 推测其为由奥氏体转变而来的马氏体相; C2 相衬度较深, 其形貌与低温区样品组织形貌相近, 推测其为还未发生相变的铁素体组织. 在 1000 °C 变形水冷后, 基体已经几乎全部转变为马氏体相, 只有极少数未发生相变的铁素体镶嵌于马氏体相之中, 如图 3 (d) 所示. (3) 高温区内由铁素体向奥氏体的转变已经完成, 淬火后基体全部为马氏体相, 如图 3 (e) 和 (f) 所示.

2.3 5Cr9Si3 钢高温流变特性异常变化的材料学机理

材料的性能与显微组织密切相关, 根据上述实验结果可知 5Cr9Si3 钢在温度升高过程中显微组织主要

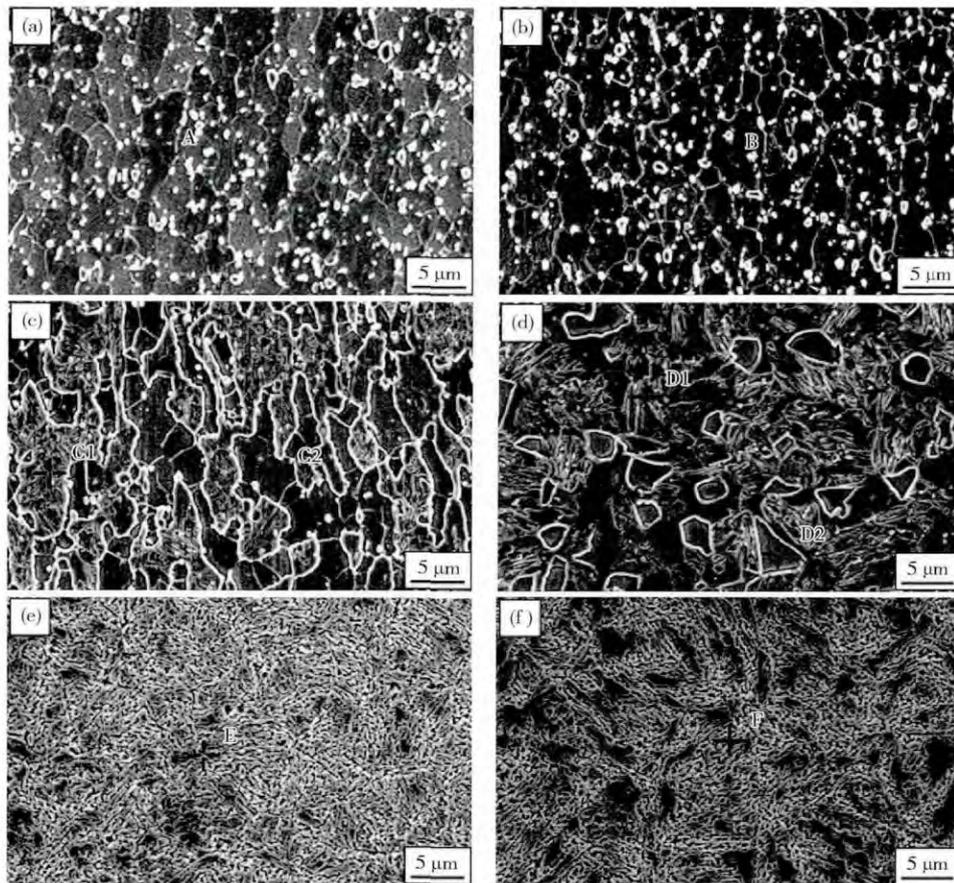


图 3 5Cr9Si3 钢在不同变形条件下的显微组织. (a) 850 °C; (b) 900 °C; (c) 950 °C; (d) 1000 °C; (e) 1050 °C; (f) 1100 °C

Fig. 3 Microstructures of 5Cr9Si3 valve steel at different deformation temperatures: (a) 850 °C; (b) 900 °C; (c) 950 °C; (d) 1000 °C; (e) 1050 °C; (f) 1100 °C

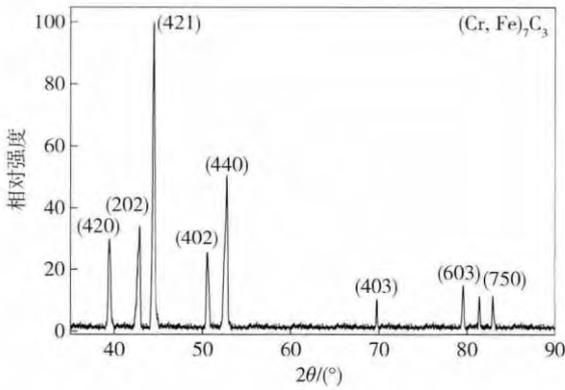


图4 变形温度为 850 °C、应变速率为 5 s⁻¹ 时变形试样析出相的 X 射线衍射谱

Fig.4 X-ray diffraction pattern of precipitates in 5Cr9Si3 steel after compression deformation at a deformation temperature of 850 °C and a strain rate of 5 s⁻¹

发生了基体相变和碳化物溶解. 因此, 本文将从 5Cr9Si3 基体的相变和碳化物的溶解两方面进行论述.

2.3.1 基体相变对 5Cr9Si3 钢高温流变特性的影响

由临界相变温度和组织形貌推测 5Cr9Si3 阀门钢在中温区发生由铁素体向奥氏体的转变. 为了分析 5Cr9Si3 钢基体在不同温度下的基体相变规律, 对应变速率为 5 s⁻¹、经不同温度变形的样品进行 X 射线衍射分析. 图 5 为不同变形条件下的 X 射线衍射谱.

由图 5 可知, 经不同温度变形试样的 X 射线衍射图全部存在 A、B 和 C 三个衍射峰, 但随温度升高各衍射峰均发生明显的变化. 首先, 低温区内 B 峰相对强度最高, A 峰次之, C 峰强度最小, 但进入中高温区后, A 峰成为最强峰, 而 B 峰强度急剧降低, 1100 °C 时 B 峰已经成为强度最小的衍射峰. 其次, 随着温度升高各个衍射峰的半高宽都明显增加, 高温区内 B 和 C 衍射峰实际上已经分解为两个强度较弱的连续宽峰. 以上分析证明, 随着温度升高 5Cr9Si3 钢发生相变, 使得低温区和高温区的 X 射线衍射图呈现明显不同的特点. 物相标定结果显示, 850 ~ 900 °C 内 5Cr9Si3 钢基体物相为体心立方结构的含 Cr 铁素体 Cr_{1.07}Fe_{18.93}, 950 °C 开始出现体心四方结构的马氏体 C_{0.055}Fe_{1.945}, 950 ~ 1000 °C 内基体含有铁素体和马氏体两种物相, 1050 ~ 1100 °C 温度区间内基体全部为马氏体相.

根据材料学的基本理论, 基体相变对 5Cr9Si3 的高温流变特性产生的影响较大. 奥氏体和铁素体具有不同的材料学性质和变形特征: 奥氏体是面心立方结构而铁素体是体心立方结构; 奥氏体的层错能比铁素体低, 因此奥氏体的扩展位错宽度大于铁素体, 热变形时奥氏体难以进行位错的攀移和交滑移, 也不容易发生动态回复等软化行为; 由于奥氏体晶格中原子密排度较高, 合金元素在奥氏体中的扩散速度要明显低于在铁素体中的扩散速度, 这有效阻碍高温状态下扩散

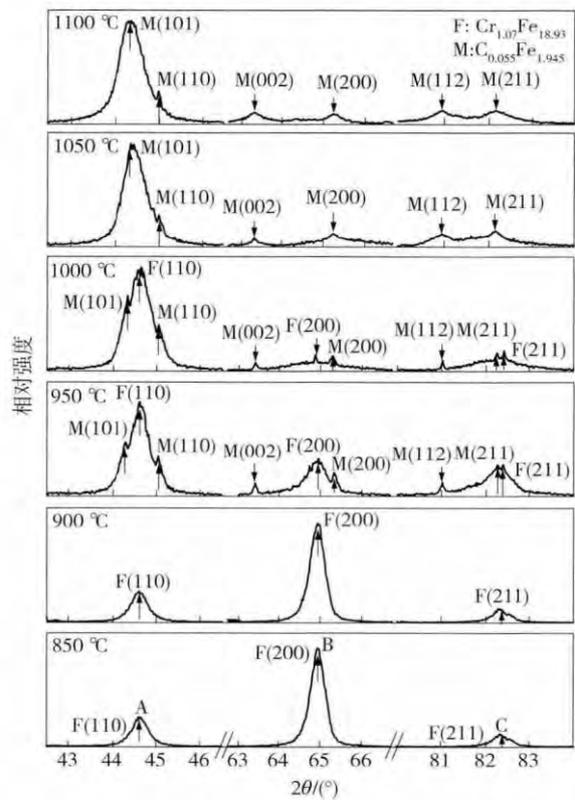


图5 5Cr9Si3 钢在不同温度下压缩变形后的 X 射线衍射谱

Fig.5 X-ray diffraction patterns of as-forged 5Cr9Si3 valve steel at different deformation temperatures

型变形机构的进行. 因此, 在应变速率相同的情况下变形时, 奥氏体的高温变形抗力要比铁素体高^[12-15]. 由图 1 可知, 1050 °C 的峰值应力大于相同应变速率下 900 °C 时的峰值应力. 这为上述理论提供了直接证据.

在 850 ~ 900 °C 温度区间内, 5Cr9Si3 钢基体为铁素体, 此时流变应力主要受变形温度影响, 随着变形温度升高, 原子热运动加剧, 位错运动阻力减小, 动态回复等软化行为更容易进行, 从而使流变应力随温度升高而逐渐降低, 也使该温度区间内真应力-应变曲线呈现动态回复型特征. 在 950 ~ 1000 °C 范围内, 5Cr9Si3 钢处于铁素体和奥氏体两相区, 此时影响流变应力的主要因素为铁素体和奥氏体不同的材料学性质和变形特征, 奥氏体较难发生动态软化行为并具有更高的高温强度. 随着温度升高奥氏体含量迅速增加, 导致材料整体软化程度降低, 高温变形时变形抗力更大, 这造成流变应力在此温度区间内随温度升高而增大, 同时也使真应力-应变曲线具有加工硬化型的特征. 1050 ~ 1100 °C 温度范围内, 5Cr9Si3 钢处于奥氏体单相区, 对变形抗力起主要作用的是变形温度, 随着变形温度升高流变应力逐渐降低. 与低温区一样, 高温区内真应力-应变曲线也呈现动态回复型特征, 但由于奥氏体较难发生动态回复等软化行为, 使得高温区内流变应力随温度上升的下降速率低于低温区.

2.3.2 碳化物溶解对 5Cr9Si3 钢高温流变特性的影响

经统计分析,低温区样品组织中碳化物的体积分数保持在 15% 左右,其平均尺寸大约为 0.7 μm. 由 Orowan 绕过机制可知,析出碳化物会对位错运动产生阻碍,从而对材料起到较强的析出强化作用;中温区内碳化物快速溶解,1000 °C 时碳化物体积分数已经降低至 5% 以下,导致析出强化作用大幅度降低;高温区碳化物体积分数已经降低至 1% 以下,析出强化作用基本消失. 可以说,碳化物在基体内的析出强化作用并不是导致 5Cr9Si3 钢高温流变特性异常的原因.

随着碳化物的溶解,碳化物中 C、Cr 等元素都溶解于基体中,溶质元素的重新分布也可能会对 5Cr9Si3 钢的高温流变特性产生影响. 因此对应变速率为 5 s⁻¹、在不同温度下压缩后的试样进行电子探针定点分析,探究碳化物溶解过程中元素分布的演变规律. 定点分析是在各个试样的易变形区内选取 5~6 点进行成分分析,取点区域示意图如图 3 所示,其中 C1、D1 和 C2、D2 分别对应 950 °C 和 1000 °C 试样中高温

状态下的奥氏体相和铁素体相. 图 6 为合金基体内主要溶质元素 C 和 Cr 的质量分数随温度的变化图,图中各数据点的序号对应于图 3 中相应标号. 这里需要说明一点,电子探针对碳元素的分析并不精确,但是其测量结果可以为 C 元素质量分数的变化趋势提供可靠的实验依据,因此此次实验主要对碳元素进行定性分析.

由图 6 可知,基体中 C 和 Cr 的质量分数随着温度升高整体上呈现增高的趋势. 以 C 为例,其增长过程可以分为三个阶段:850~950 °C 内基体中 C 含量增长速度缓慢,变形温度升高了 100 °C,C 的质量分数增加了 0.06%;950~1000 °C 温度区间内碳化物大量溶解,使得大量的 C 固溶于基体内,奥氏体基体中 C 含量迅速增加,温度升高了 50 °C,C 的质量分数增加了 0.16%;1050~1100 °C 温度区间内基体中的 C 含量趋于不变. 同时注意到 C2 和 D2 两点对应的铁素体相中 C 和 Cr 含量明显低于同温度下奥氏体中 C 和 Cr 含量,说明较高温度下奥氏体基体中固溶了更多的 C 原子和 Cr 原子,形成较强的固溶强化作用.

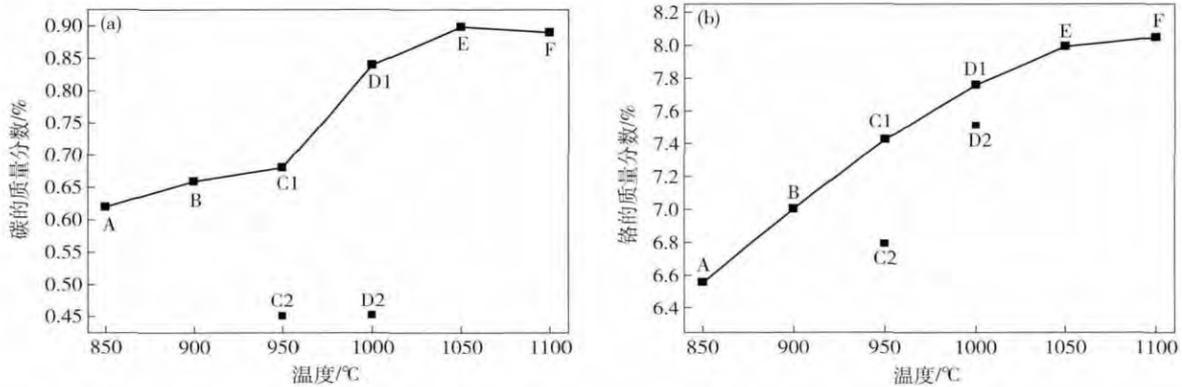


图 6 基体元素的电子探针定点分析结果. (a) 碳; (b) 铬

Fig. 6 EPMA analysis results of chemical elements in the matrix at different deformation temperatures: (a) carbon; (b) chromium

2.3.3 5Cr9Si3 钢高温流变应力异常变化的材料学机理分析

综上所述,我们可得出 5Cr9Si3 钢高温流变应力异常变化的材料学机理,如图 7 所示.

900~1000 °C 内 5Cr9Si3 钢处于铁素体和奥氏体双相区,如图 7(a) 所示. 以下三方面因素使该温度区间内的 5Cr9Si3 钢得到显著强化:首先,随温度升高,具有更高高温强度的奥氏体含量逐渐增多,奥氏体层错能低,扩展位错宽度较大,而且奥氏体内各元素的扩散系数相对较小,导致高温变形时难以发生位错的攀移和交滑移等扩散型形变. 其次,碳化物的溶解使更多的 C 和 Cr 等溶质元素固溶于基体内,Cr 在一定程度上会提高奥氏体的层错能密度,因此 Cr 原子在奥氏体扩展位错的层错区内分布较少,形成具有化学交互作用的铃木气团,如图 7(b) 所示,其中 d_0 为扩展位错

宽度. 溶质原子的不均匀分布,对位错的交滑移等运动产生了显著的阻碍作用,这种阻碍作用在高温下尤为显著^[13,15-16]. 此外,为了提高共格程度,在奥氏体和铁素体的相界面上形成与界面垂直的单原子厚的台阶,在每个台阶的顶部上都可以通过原子位置的局部调整而生成许多共格区,如图 7(c) 所示^[13],这类结构的界面难以移动,也对 5Cr9Si3 钢产生一定的强化作用. 以上三方面因素使得 5Cr9Si3 钢在 900~1000 °C 内的流变应力随温度的升高而异常增大.

在 850~900 °C 和 1050~1100 °C 范围内,5Cr9Si3 钢的基体分别处于铁素体和奥氏体单相区,此时影响流变应力的主要因素为变形温度. 随着变形温度的升高,位错运动的阻力减小,位错的攀移及交滑移易于进行,且更容易发生动态回复等软化行为,使得材料的流变应力随温度的升高逐渐降低.

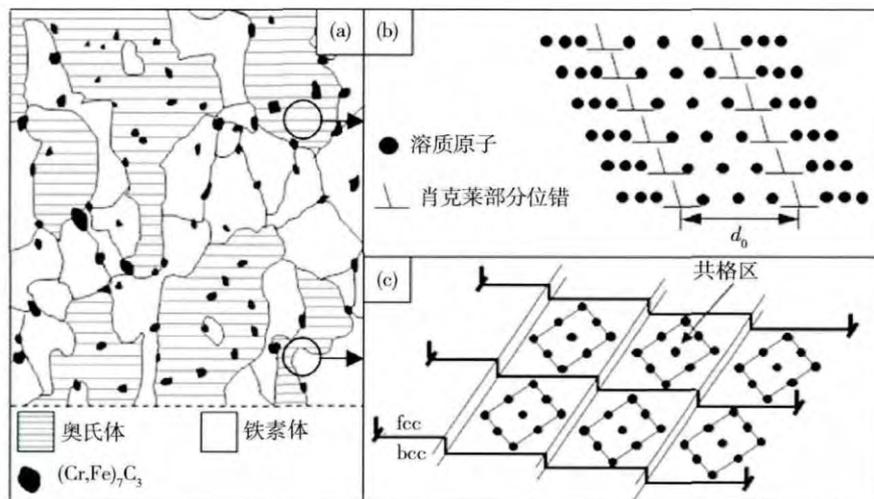


图7 5Cr9Si3 钢高温流变应力异常变化的材料学机理示意图。(a) 950 °C 下 5Cr9Si3 钢的显微组织示意图; (b) 固溶原子偏析产生的铃木气团; (c) 奥氏体和铁素体具有台阶结构的相界面

Fig.7 Schematic material mechanisms for the abnormal variation of the flow stress of 5Cr9Si3 steel at 950 °C; (b) Suzuki atmosphere generated by segregation of solute atoms which can hinder cross-slip movement; (c) phase interface with a step structure of austenite and ferrite

3 结论

(1) 在相同应变速率下 5Cr9Si3 阀门钢热压缩变形的真应力-应变曲线的峰值应力随温度变化呈现以下规律: 850 ~ 900 °C 内随着变形温度升高, 峰值应力逐渐减小, 在 900 °C 时峰值应力出现极小值; 900 ~ 1000 °C 内峰值应力随温度升高而逐渐增大, 在 1000 °C 时峰值应力达到极大值; 1000 ~ 1100 °C 内随着变形温度升高, 峰值应力逐渐减小。

(2) 5Cr9Si3 阀门钢的显微组织随温度升高出现基体相变和碳化物溶解两方面变化。在 900 °C 以下基体为含铬铁素体单相组织; 随着温度升高, 开始发生铁素体向奥氏体的转变, 950 ~ 1000 °C 下基体处于铁素体和奥氏体双相区; 1050 °C 以上铁素体完全转化为奥氏体, 水冷后呈现单一的马氏体组织。碳化物随温度升高而逐渐溶解, 且在 950 ~ 1000 °C 温度范围内碳化物溶解速率较快。

(3) 奥氏体相变强化和碳化物溶解导致的固溶强化是 900 ~ 1000 °C 温度区间内流变应力随着温度升高而异常增大的主要原因。

参 考 文 献

[1] Li M, Sun Y S. Review of forming technique development for engine valves. *China Met Form Equip Manuf Technol*, 2007, 42(6): 18
(李明, 孙友松. 发动机气门成形加工发展综述. 锻压装备与制造技术, 2007, 42(6): 18)

[2] Jaswin M A, Lal D M, Rajadurai A. Effect of cryogenic treatment on the microstructure and wear resistance of X45Cr9Si3 and

X53Cr22Mn9Ni4N valve steels. *Tribol Trans*, 2011, 54(3): 341

[3] Grzesik Z, Smola G, Adamaszek K, et al. High temperature corrosion of valve steels in combustion gases of petrol containing ethanol addition. *Corros Sci*, 2013, 77(12): 369

[4] Atapour M, Ashrafzadeh F. Cyclic oxidation behavior of plasma nitrided valve steel. *Phys Procedia*, 2012, 32(6): 853

[5] Qin T Y. Development status of property and application for engine valve steel. *Shanghai Met*, 2011, 33(2): 50
(秦添艳. 内燃机气阀用钢的发展现状. 上海金属, 2011, 33(2): 50)

[6] Voorwald H J C, Coisse R C, Cioffi M O H. Fatigue strength of X45CrSi93 stainless steel applied as internal combustion engine valves. *Procedia Eng*, 2011, 10(6): 1256

[7] Hu Y, Xu M J, Gan C F, et al. Failure analysis of the fracture on valve steel X45CrSi93. *CISC Technol*, 2008, 51(4): 14
(胡瑜, 徐茂钧, 甘朝福, 等. X45CrSi93 气阀钢断裂失效分析. 重钢技术, 2008, 51(4): 14)

[8] Li M Q, Yao X Y, Luo J, et al. Study of flow stress model of the nickel-based superalloy GH4169 at high temperature deformation. *Acta Metall Sin*, 2007, 43(9): 937
(李淼泉, 姚晓燕, 罗皎, 等. 镍基高温合金 GH4169 高温变形流动应力模型研究. 金属学报, 2007, 43(9): 937)

[9] Chen L, Wang L M, Du X J, et al. Hot deformation behavior of 2205 duplex stainless steel. *Acta Metall Sin*, 2010, 46(1): 52
(陈雷, 王龙妹, 杜晓建, 等. 2205 双相不锈钢的高温变形行为. 金属学报, 2010, 46(1): 52)

[10] Zhang B H, Cao J R, Xiao G Y, et al. Hot deformation behavior of P91 heat-resistant steel and related flow stress constitutive equations. *Steel Pipe*, 2012, 41(1): 23
(张宝惠, 曹金荣, 肖功业, 等. P91 耐热钢热变形行为及其流变应力本构方程. 钢管, 2012, 41(1): 23)

[11] Wang K Q, Liu R D, Han Q H, et al. Study on high-temperature mechanical properties and thermodynamics of C-Mn-Cr cold-rolled hot-galvanize dual phase steel. *Hot Working Technol*,

- 2011, 40(16): 43
(王科强, 刘仁东, 韩启航, 等. C-Mn-Cr 系冷轧热镀锌双相钢高温力学性能及热力学研究. 热加工工艺, 2011, 40(16): 43)
- [12] Shan M. *Study on Dual Phase Deformation and Rolling Simulation of Cu-P-Cr-Ni-Mo Weathering Steel* [Dissertation]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2012
(单梅. Cu-P-Cr-Ni-Mo 耐候钢两相区变形及轧制模拟研究 [学位论文]. 秦皇岛: 燕山大学, 2012)
- [13] Yu Y N. *Fundamentals of Materials Science*. Beijing: Higher Education Press, 2006
(余永宁. 材料科学基础. 北京: 高等教育出版社, 2006)
- [14] Wu J. *Duplex Stainless Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000
(吴玖. 双相不锈钢. 北京: 冶金工业出版社, 2000)
- [15] Chen G L, Xie X S, Ye R C. *Superalloys*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988
(陈国良, 谢锡善, 叶锐曾. 高温合金学. 北京: 冶金工业出版社, 1988)
- [16] Chiba A, Kim M S. Suzuki segregation and dislocation locking in supersaturated Co-Ni-based alloy. *Mater Trans*, 2001, 42(10): 2112