

工艺参数对热冲压成型钢组织性能及硼偏聚的影响

Influence of Processing Parameters of Hot Stamping to Mechanical Properties of Martensite Steel and Segregation of Boron

江海涛, 唐 荻, 米振莉, 陈雨来

(北京科技大学 高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083)

JIANG Hai-tao, TANG Di, MI Zhen-li, CHEN Yu-lai

(National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 通过 Gleeble1500 热/力模拟实验机对轧后含硼钢板进行了热冲压过程模拟, 分析了各种热处理条件对含硼钢组织性能的影响, 并采用 X 射线衍射技术和径迹照相技术分析了硼的偏聚和硼相析出情况。研究结果表明: 提高加热温度或延长保温时间, 可促进钢的奥氏体化和硼的偏聚。通过偏聚合适含量的硼, 能够很好地起到提高淬透性作用, 使材料得到全部马氏体组织。热冲压成型过程中的变形破碎了奥氏体组织, 促进相变, 更易获得细小的马氏体组织。当冷却速度不高时, 钢中“硼相”会沿晶界连续析出, 从而降低了硼钢的淬透性。

关键词: 热冲压成型; 硼钢; 马氏体; 硼偏聚

中图分类号: TG111.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2010)02-0069-05

Abstract: The hot stamping processes of B-bearing steel sheet after hot rolling were simulated at Gleeble 1500, the microstructure and mechanical properties were analyzed at different heat treatment conditions, and the segregation of boron and precipitation of boron phase were investigated by X-ray diffraction analysis and particulate tracking autoradiograph (PTA) technology. It can be found that the boron segregation and austenization of martensite steel were accelerated with the increasing of heating temperature and holding time. The suitable content of boron can provided enough hardenability so that martensitic transformation can be completed thoroughly in the tested steel. The deformation during hot stamping process was able to break austenite and accelerate the phase transformation in order to obtain fine martensite. If cooling rate is not enough high after heating, the boron phase easily precipitates at grain boundary continuously, which leads to the decreasing of hardenability.

Key words: hot stamping; boron-bearing steel; martensite; boron segregation

新一代汽车的发展趋势是要求节能、降耗、环保和安全。生产超高强度钢能够在不降低汽车安全性的前提下减重, 已成为各国大力发展的目标^[1, 2]。近年来国外采用热冲压成形工艺对含硼钢进行了研究并获得了超高强零件, 强度在 1500MPa 以上。该工艺首先将轧后的含硼钢板在加热炉中加热至 850~950℃保温数分钟, 待钢板完全奥氏体化后在数秒钟内利用自动化装置将其送入一个带有冷却系统的冲压模具中, 以实现冲压的同时淬火。轧后的含硼钢板抗拉强度在 1500MPa 左右, 热轧组织为铁素体加珠光体, 而热冲压后为马氏体组织^[3-6]。目前, 国外已经开始大批量生产含硼热冲压成型钢, 而本国仅宝钢等厂家引进了

两条生产线, 处于工业摸索阶段。相关工业应用基础研究的报道很少。

本研究旨在通过 Gleeble 1500 实验机模拟含硼钢板的热冲压过程, 分析加热温度、保温时间、成型过程、冷却速度对含硼钢板微观组织和力学性能的影响规律, 并揭示含硼热冲压成型钢的硼偏析及硼相的产生及控制机理, 为热冲压成型钢板的工业生产提供理论依据。

1 实验材料及方法

在真空感应炉里冶炼实验用钢, 实际成分为 C

0.27-Si 0.28-Mn 1.36-Cr 0.30-Ti 0.081-B 0.0036, 在 350 四/二辊热轧实验机上热轧成厚度为 3mm 厚的钢板。随后经线切割截取 200mm × 50mm 两边带孔的板状试样, 孔的直径为 5mm, 孔中心到侧边距离 6.5mm, 采用 Gleeble1500 实验机模拟实验用钢的热冲压成型过程, 如图 1 所示。

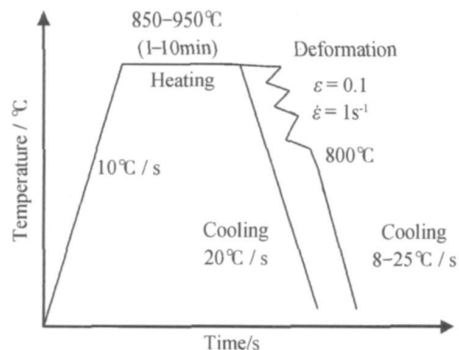


图 1 实验用钢在 Gleeble1500 实验机上热冲压的工艺模拟

Fig. 1 The simulation of hot stamping processes of B-bearing steel sheet at Gleeble 1500

具体实验过程如下: 首先利用 Gleeble1500 将试样以 10 °C/s 的速率分别加热到 850~950 °C, 并保温 1~10min, 随后以 20 °C/s 的速率冷却至室温, 或经拉伸速率为 1 s⁻¹, 变形量为 0.1 的拉伸变形后再以 8~25 °C/s 的速率冷却至室温, 拉伸变形过程在 800 °C 以上结束。按照 GB3076-82 标准, 采用线切割在热模拟后试样上切取拉伸试样, 在 MTS-810 型拉伸试验机上进行室温拉伸试验。微观组织采用光学显微镜和 SEM 505 型扫描电镜观察, 硼相析出采用 D/MAX-RB 型旋转阳极 X 射线衍射仪和径迹照相技术分析。

2 实验结果及分析

2.1 工艺参数对含硼钢力学性能的影响

将热模拟试样加热至不同温度(850~950 °C)保温 5min 后, 进行应变速率为 1 s⁻¹, 变形量为 0.1 的拉伸变形, 再以 20 °C/s 的速率冷却至室温。不同加热温度对力学性能的影响如图 2 所示。随着加热温度的升高, 屈服强度和抗拉强度随之升高, 而延伸率逐渐下降。从图 2 可以看出, 进行相同工艺加热但不进行变形的试样具有相类似的性能变化规律, 只是屈服强度和抗拉强度偏低, 而延伸率大幅度提高。造成性能差异的主要原因是变形破碎了奥氏体组织, 促进相变, 在其他条件相同的情况下更易获得细小的马氏体组织。

将试样加热至 900 °C 保温 1~10min 后, 进行应变速率为 1 s⁻¹, 变形量为 0.1 的拉伸变形, 再以 20 °C/s

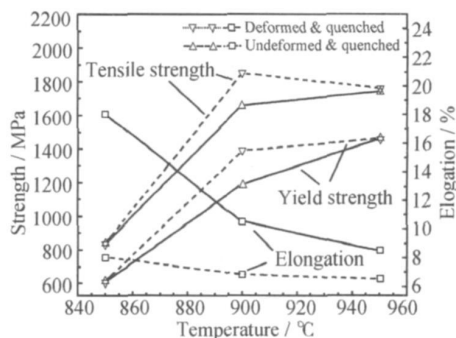


图 2 不同温度保温 5min 时的力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of B-bearing after heating at different temperatures holding for 5min

的速率冷却至室温。不同加热温度对力学性能的影响如图 3 所示。由图 3 看出, 当保温时间为 1~5min 时, 随着时间的延长, 屈服强度和抗拉强度均大幅上升, 延伸率迅速下降。主要原因为保温时间较短时, 钢中硼扩散量不足, 硼偏聚较低而导致提高淬透性的作用没有发挥出来, 当保温 5~10min 时, 硼在晶界具有明显的偏聚, 且偏聚量适中, 硼提高淬透性的作用得到充分发挥, 钢以 20 °C/s 的速率冷却得到了全马氏体组织, 因而强度较高。

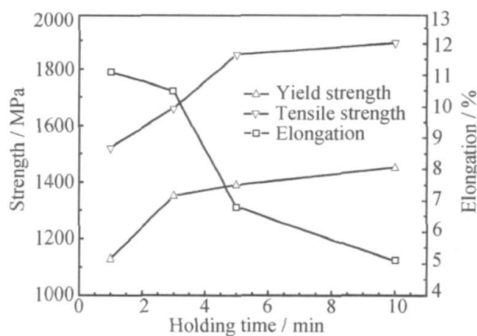


图 3 900 °C 下保温不同时间后的力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of B-bearing after heating at 900 °C holding for different time

将热模拟试样加热至 900 °C 保温 5min 后, 进行应变速率为 1 s⁻¹, 变形量为 0.1 的拉伸变形, 再以不同速率冷却至室温。由图 4 看出, 当冷却速度大于 15 °C/s 时, 强度变化不明显, 屈服强度均大于 1375MPa。因其组织为完全马氏体组织, 从而均获得较高的强度。但在冷却速度为 15 °C/s 时延伸率最低, 随后延伸率随冷却速度的提高而缓慢提高。延伸率的变化, 主要和钢冷却条件下的“硼相”析出紧密相关。在适当的冷速下, 硼在晶界处偏聚过饱和进而析出, 速度太慢(< 10 °C/s)时, 硼以平衡偏聚为主, 偏聚量较少; 当冷速大于 10 °C/s 时, 以非平衡偏聚为主, 此时偏

聚程度随冷却速度的加快而减少, 延伸率也得到相应的提高。

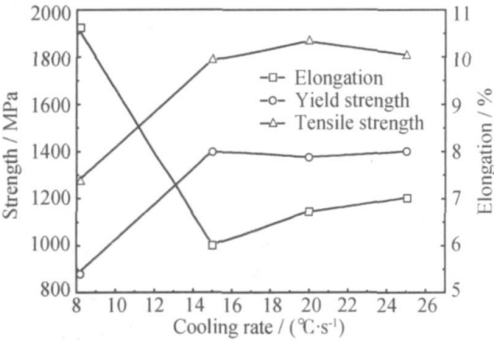


图 4 900℃保温 5min 后不同冷却速度下的力学性能
Fig. 4 Mechanical properties of B-bearing after heating at 900℃ for 5min at different cooling rate

2.2 工艺参数对含硼钢微观组织及硼偏聚的影响

对不同工艺处理的试样进行扫描电镜观察, 如图 5 所示。当其他热处理条件相同, 加热温度为 850℃时没有得到马氏体组织(图 5(a)), 导致强度明显降低, 而延伸率相对较高; 当加热温度为 900℃, 得到全部的马氏体组织(图 5(b)), 强度大幅度提高, 延伸率下降较多; 当加热温度为 950℃, 马氏体板条尺寸较大(图 5(c)), 强度下降不明显, 但塑性明显降低。

热冲压过程是高温成型过程, 变形除了直接影响奥氏体的晶粒尺寸外, 因晶粒的畸变储能还会影响硼的偏聚及马氏体的相变。与图 5(b) 相比较, 图 5(d) 中马氏体板条尺寸较为粗大, 因此通过变形破碎奥氏体组织, 可获得更为细小的马氏体组织。加热温度决定了钢的奥氏体化进程, 当加热温度 900℃, 保温 3min

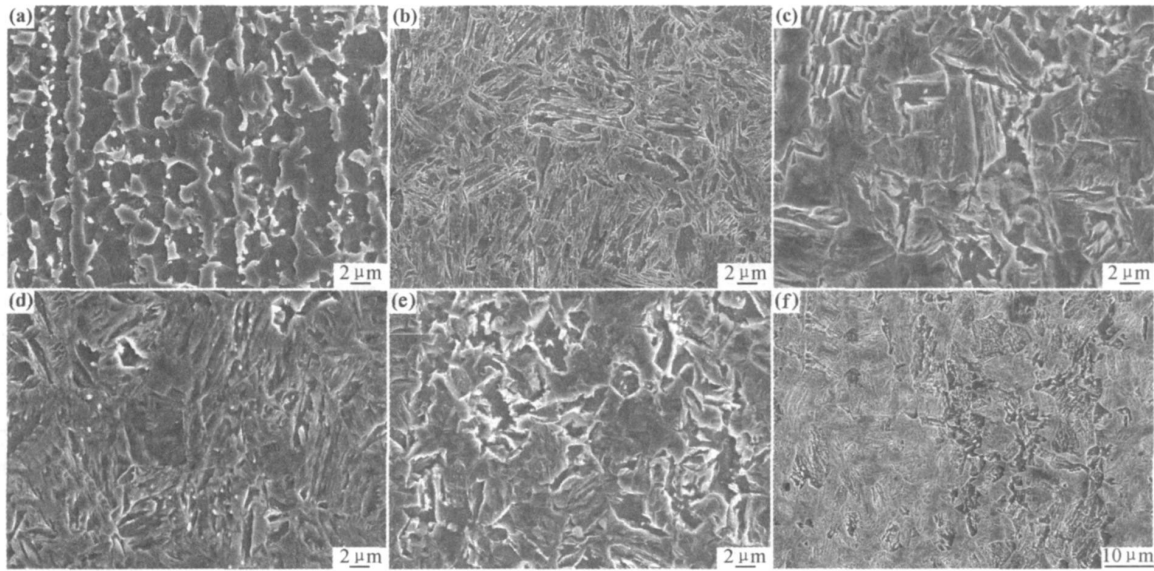


图 5 不同热处理工艺条件下的微观组织
(a) 850℃, 5min, 变形, 20℃/s; (b) 900℃, 5min, 变形, 20℃/s; (c) 950℃, 3min, 变形, 20℃/s;
(d) 900℃, 5min, 未变形, 20℃/s; (e) 900℃, 3min, 变形, 20℃/s; (f) 900℃, 5min, 变形, 8℃/s
Fig. 5 Microstructure of B-bearing after different heat treatment conditions
(a) 850℃, 5min, deformed, 20℃/s; (b) 900℃, 5min, deformed, 20℃/s; (c) 950℃, 3min, deformed, 20℃/s;
(d) 900℃, 5min, undeformed, 20℃/s; (e) 900℃, 3min, deformed, 20℃/s; (f) 900℃, 5min, deformed, 8℃/s

时, 得到大量的马氏体及含有较少量的贝氏体组织(图 5(e)), 保温 5min 时, 得到全部的马氏体组织(图 5(b)), 因此保温 5min 与 3min 相比, 强度略有提升。从图 5(f) 中看出, 钢在 8℃/s 的冷却速度下得到马氏体和贝氏体共存的混合组织, 而在 20℃/s 时, 得到全马氏体组织(图 5(b))。主要是因为该钢中含有硼元素, 临界冷却速度较低, 应低于 20℃/s。

利用径迹照相技术观察钢中硼的分布情况, 如图 6 所示。将热模拟试样加热 900℃保温 5min 后, 进行

应变速率为 1s⁻¹, 变形量为 0.1 的拉伸变形, 再以 20℃/s 的速率冷却至室温。由图 6(a) 看出, 硼有明显的偏聚, 且偏聚量适中, 这使得硼提高淬透性的作用得到发挥, 在该工艺下, 含硼钢得到了全马氏体组织。其他热处理条件相同, 与保温 5min 的试样进行比较, 发现保温 3min 的试样在晶界处没有明显的硼偏聚(图 6(b)), 这必将导致钢中硼提高淬透性的作用不能发挥出来, 因而临界冷却速度大于 20℃/s。其他热处理条件相同, 以 8℃/s 的速率冷却至室温的硼分布情况如图

6(c)所示。与冷却速率为 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的试样(见图 6(a))进行比较,发现硼偏聚量过多,还可以看到明显的硼相沿晶界网状析出,使得该工艺下处理的钢塑性明显降低。对不同热处理工艺条件下的硼偏析状态采用 X 射线衍射进行分析发现,图 7(a),(b)中“硼相”的衍射峰较低,源于试样中“硼相”量较少,而图 7(c)中“硼相”的衍射峰

很高。分析得知,在冷速为 $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的试样中有面心立方结构的“硼相”,而在 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 及以上冷却速度,完全是马氏体峰,主要是因为当冷却速度不高时,“硼相”会沿晶界连续析出。许多研究结果表明:“硼相”是结构为 $\text{M}_{23}(\text{B},\text{C})_6$ 的硼碳化物,它具有面心立方晶格,是引起“硼脆”的根源,也会降低硼钢的淬透性^[7,8]。

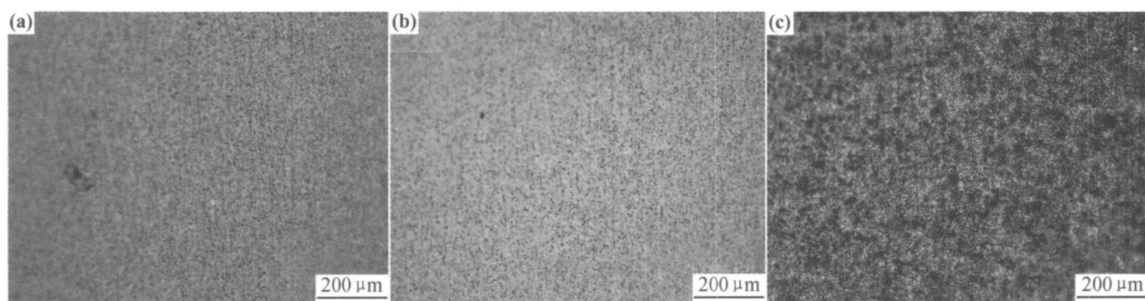


图 6 实验钢在不同热处理条件下的硼分布

(a) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, 变形, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3min, 变形, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, 变形, $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

Fig. 6 Distribution of boron in tested steel after different heat treatment conditions

(a) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, deformed, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3min, deformed, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, deformed, $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

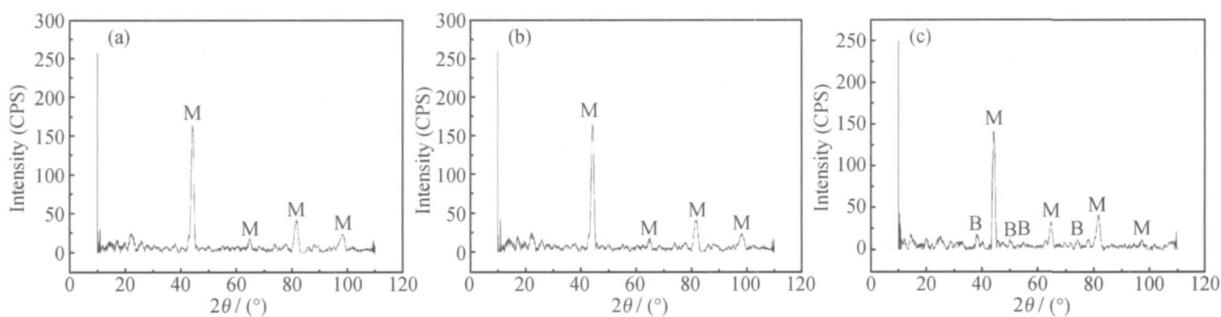


图 7 实验钢在不同热处理条件下的 XRD 物相分析

(a) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, 变形, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3min, 变形, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, 变形, $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

Fig. 7 XRD analysis of microstructure of the tested steel after different heat treatment conditions

(a) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, deformed, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3min, deformed, $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5min, deformed, $8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

3 结论

(1) 加热温度和保温时间对硼偏聚的影响显著。提高加热温度或延长保温时间,可促进钢的奥氏体化和硼的偏聚。通过偏聚合适含量的硼,能够很好地起到提高淬透性作用,使材料得到全部马氏体组织。随着加热温度和保温时间的升高或延长,屈服强度和抗拉强度随之升高,而延伸率逐渐下降。

(2) 变形破碎了奥氏体组织,促进相变,在其他条件相同的情况下更易获得细小的马氏体组织。变形后冷却速度太慢($< 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$)时,硼以平衡偏聚为主,偏聚量较少;当冷速大于 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,以非平衡偏聚为主,此时偏聚程度随冷却速度的加快而减少,延伸率也得到

相应的提高。

(3) 当冷却速度不高时,钢中“硼相”会沿晶界连续析出,“硼相”是引起“硼脆”的根源,也会降低硼钢的淬透性。

参考文献

- [1] 江海涛,唐荻,米振莉. 汽车用先进高强度钢的开发及应用进展[J]. 钢铁研究学报, 2007, 19(8): 1- 6.
- [2] 谭志耀. 超高强度钢板热冲压成型基础研究[D]. 上海: 同济大学, 2006.
- [3] TURETTE A, BRUSCHI S, GHIOTTI A. Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, (17): 396- 400.
- [4] MERKLEIN M, LECHLER J. Investigation of the thermome-

- chanical properties of hot stamping steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177: 452–455.
- [5] NADERI M, DURRENBERGER L. Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures[J]. Materials Science and Engineering, 2007, (5): 10–15.
- [6] MERKLEIN M, LECHER J. Mechanical properties and plastic anisotropy of the quenchenable high strength steel 22MnB5 at elevated temperatures[J]. Engineering Materials, 2007, 344: 79–86.
- [7] 吴平, 贺信莱, 王学敏, 等. 冷却等温-冷却处理过程硼的晶界偏聚[J]. 材料工程, 2001, (12): 24–28.

- [8] 赵守田, 吴平, 陈森, 等. 超低碳微合金钢中硼的偏聚[J]. 材料工程, 2009, (4): 6–9.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50804005)

收稿日期: 2009-05-22; 修订日期: 2009-11-20

作者简介: 江海涛(1976—), 男, 副研究员, 研究方向为先进钢铁材料的研究与开发, 联系地址: 北京市海淀区学院路30号北京科技大学高效轧制国家工程研究中心(100083), E-mail: nwpujht@yahoo.com.cn

(上接第68页)

线速率常数比5~20h内氧化的大约高1个数量级。具有高Cr含量的外层比中间层及过渡层具有较好的抗氧化性。

参考文献

- [1] BEWLAY B P, JACKSON M R, ZHAO J C, et al. Ultrahigh temperature Nb-silicide-based composites[J]. MRS Bulletin, 2003, 28(9): 646–653.
- [2] ZHANG L, WU J. Ti_5Si_3 and Ti_5Si_2 based alloys: alloying behavior, microstructure, and mechanical property evaluation[J]. Acta Materialia, 1998, 46(10): 3535–3546.
- [3] MITRA R. Microstructure and mechanical behavior of reaction hot-pressed titanium silicide and titanium silicide-based alloys and composites[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29A(6): 1629–1641.
- [4] MITRA R, RAO V V R. Elevated-temperature oxidation behavior of titanium silicide and titanium silicide-based alloy and composite[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29A(6): 1665–1675.
- [5] MENON E SARATH K, MENDIRATTA M G. High temperature oxidation in multicomponent Nb alloys[J]. Materials Science Forum, 2005, 475–479(1): 717–720.
- [6] ZELENITSAS K, TSAKIROPOULOS P. Effect of Al, Cr and Ta additions on the oxidation behaviour of Nb-Ti-Si in situ composites at 800°C[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 416(1–2): 269–280.
- [7] 郭金明, 郭喜平, 宋曙光. Nb-Ti-Si 基多元合金在 1250°C 下的氧化行为[J]. 金属学报, 2008, 44(5): 574–578.
- [8] XIANG Z D, DATTA P K. Deposition of silicon modified aluminide coatings on nickel base superalloys by pack cementation process[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(7): 935–942.
- [9] XIANG Z D, ROSE S R, BURNELL-GRAY J S, et al. Co-depo-

sition of aluminide and silicide coatings on γ -TiAl by pack cementation process[J]. Journal of Materials Science, 2003, 38(1): 19–28.

- [10] GUO X P, ZHAO L X, GUAN P, et al. Oxidation behavior and pack siliconized oxidation-resistant coatings of an Nb-based ultrahigh temperature alloy[J]. Materials Science Forum, 2007, 561–565(part 1): 371–374.
- [11] 田晓东, 郭喜平. 铌基超高温合金表面 Si-Al 包埋共渗抗氧化涂层的组织形成[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(1): 7–12.
- [12] 田晓东, 郭喜平. 铌基超高温合金表面包埋 Si+Y 共渗涂层的显微组织[J]. 金属学报, 2008, 44(5): 585–588.
- [13] CHEN C, ZHOU C G, GONG S K, et al. Deposition of Cr-modified silicide coatings on Nb-Si system intermetallics[J]. Intermetallics, 2007, 15(5–6): 805–809.
- [14] VILASI M, FRANCOIS M, BREQUEL H, et al. Phase equilibria in the Nb-Fe-Cr-Si system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 1998, 269(1–2): 187–192.
- [15] XIAO L R, XU L L, YI D Q, et al. Static oxidation behaviour of silicide coating on niobium alloy at high temperature[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2007, 17(special issue 1): s760–s765.
- [16] 李美栓. 金属的高温腐蚀[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001. 4–5.
- [17] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003. 46–58.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50871087); 凝固技术国家重点实验室自主研究课题(07-TP-2008)

收稿日期: 2009-03-02; 修订日期: 2009-06-30

作者简介: 乔彦强(1982—), 男, 硕士研究生, 主要从事高温合金表面涂层技术的研究工作, E-mail: yanqiangqiao@yahoo.cn

通讯作者: 郭喜平(1963—), 男, 教授, 博导, 联系地址: 西北工业大学凝固技术国家重点实验室(710072), E-mail: xpguo@nwpu.edu.cn