

高硼不锈钢复合板力学性能研究

Mechanical Properties of High Boron Alloyed Stainless Steel Composite Plate

刘 靖,解国良,张 可

(北京科技大学 材料科学与工程学院,北京 100083)

LIU Jing,XIE Guo-liang,ZHANG Ke

(School of Materials Science and Engineering,University of
Science and Technology Beijing,Beijing 100083,China)

摘要: 采用包覆浇铸+热成形方法制备出含硼量在 2%~2.5%的高硼不锈钢复合板。三点弯曲实验表明,固溶处理后中间层的含硼不锈钢其拉伸和压缩变形量分别达到 5.6%和 6.0%,固溶后的含硼不锈钢复合板表现出的塑性已接近 ASTM A887 标准中的 304BN7(B 级)。采用这种复合材料的结构设计,可使含硼不锈钢复合板表现出比单一材料弯曲时更好的塑性。复合板发生断裂时,覆层和中间层的基体断口均显示出典型的韧窝形貌。中间层中硼化物和基体之间的断口为解理断口,使其塑性降低。

关键词: 高硼不锈钢复合板;固溶处理;三点弯曲;断口

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.06.005

中图分类号: TG14 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)06-0025-04

Abstract: High boron alloyed stainless steel composite plate (HBASSCP) with boron content 2%-2.5% was fabricated by composite casting and hot forming process. The test of three-point bending shows that the tensile and compression deformation of middle layer of boron alloyed stainless steel have reached 5.6% and 6.0% respectively after solution treatment. The plasticity of boron alloyed stainless steel composite plate after solution treatment is close to 304BN7(B grade) of ASTM Standard. The boron alloyed stainless steel composite plate has better plasticity than single plain stainless steel when they are bended by this method. Typical morphology of dimples are observed in the matrix of both outer and middle layers. Cleavage fracture are observed between the borides and matrix in the middle layer, leading to the reduction of plasticity.

Key words: high boron alloyed stainless steel composite plate (HBASSCP); solution treatment; three-point bending; fracture

硼是一种很有价值的元素,它具有高达 750b ($1b=10^{-24} \text{cm}^2$) 的热中子俘获截面,且俘获后所产生的 γ 辐射易于屏蔽。在钢中加入约 1% 硼可将钢对热中子吸收的质量作用截面从约 $0.03 \text{cm}^2/\text{g}$ 提高到 $0.45 \text{cm}^2/\text{g}$,提高大约 14 倍^[1-3],从而使防护设备和屏蔽体系的重量与体积可以大为减小,此外其费用也较低廉。不锈钢本身对 γ 射线有一定的屏蔽效果,更为重要的是,辐照对不锈钢的性能影响较小,所以不锈钢不仅用于屏蔽材料,也可充当结构材料^[4]。

然而,硼的添加对钢铁材料的相组成、热加工性能、力学性能等都有很大的影响。研究表明,对于硼含量为 2%~2.5% 的不锈钢,铸态组织中主要含有的硼化物相为树枝状及大块状 Cr_2B 和 Fe_2B ,其中大块硼

化物的数量和尺寸对复合板力学性能产生不利影响,明显降低钢铁材料的热加工性能,严重缩小热变形的温度范围,从而使含硼不锈钢材料制备困难^[5,6]。

本研究采用包覆浇铸方法,首先制备出以难变形金属为中间层的层状复合坯料,然后通过热成形工艺实现了中间层难变形金属在上下两层易变形金属“保护”下的连续平稳的延伸变形,生产出含硼量为 2%~2.5% 的高硼不锈钢复合板,并对热轧态以及固溶处理后的含硼不锈钢复合板样品进行了三点弯曲实验。

1 高硼不锈钢复合板的制备

实验所用覆层及芯层成分如表 1 所示。

表 1 含硼不锈钢复合板主要化学成分(质量分数/%)

Table 1 Main chemical composition of boron alloyed stainless steel composite plate(mass fraction/%)

| | Cr | Ni | C | S | P | B |
|---------|-----------|-----|--------|---------|---------|---------|
| Core | 15.0-17.0 | 4.0 | ≤ 0.15 | ≤ 0.030 | ≤ 0.060 | 2.0-2.5 |
| Coating | 15.0-17.0 | 4.0 | ≤ 0.15 | ≤ 0.030 | ≤ 0.060 | — |

采用 10kg 真空熔炼炉在 0.1kPa 的真空条件下熔炼并浇铸出硼含量为 2%~2.5% 的高硼不锈钢芯料,将芯料加工成 90mm×70mm×40mm 的芯块,置于浇铸模内,从铸模的上浇口中浇入作为覆层的普通不锈钢,使之包覆在芯料周围,制备出尺寸为 120mm×100mm×80mm 的复合材料坯料。

将复合坯料在 1150℃^[7] 下经过 10MN 快锻机锻造(见图 1(a))及 350 型可逆热轧机上的热轧变形,轧制成最终厚度为 3mm 左右的上、下两层为普通不锈钢,中间层为高硼不锈钢的复合板(见图 1(b))。轧制变形时,最初 2 道次的压下量为 20%~30%,使铸态组织充分破碎,随后压下量降低至 15%左右,每 4~5 个道次回炉重新加热。

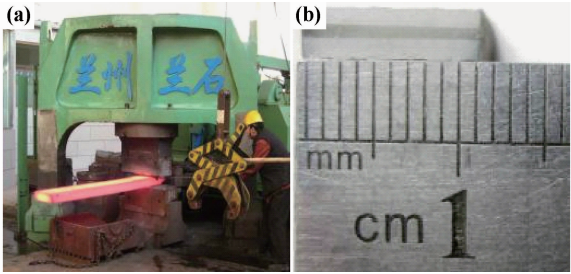


图 1 制备复合板用锻压机及成品板样品
(a)10MN 快锻机;(b)3mm 厚高硼不锈钢样品板

Fig.1 Forging press for preparation composite plate and final composite plate
(a)10MN fast forging machine;
(b)3mm thickness HBASSCP sample

热轧后的复合板在 1050℃ 下,保温 2h 后水冷进行固溶处理。固溶处理后的复合板按照国家标准进行三点弯曲实验。

2 复合板三点弯曲过程中材料拉伸和压缩变形量的计算

由于复合材料是对称的,因此在三点弯曲变形时,其弯曲轴线上的中性层应当位于厚度的几何中心线上。中性层以上的区域,在弯曲过程中发生拉伸变形,中性层以下的区域则发生压缩变形(见图 2)。将弯曲变形近似看做是柱面变形,即忽略泊松比效应,并

且假设材料是不可压缩的,由体积不变条件可得:

$$\int_R^{R_{out}} \alpha \cdot r \cdot dr = R \cdot \frac{1}{2}h \quad \int_{R_{in}}^R \alpha \cdot r \cdot dr = R \cdot \frac{1}{2}h \tag{1}$$

式中: α 为三点弯曲时的圆心角; h 为中间层的原始厚度; R 为弯曲之后中性层处的半径; R_{out} 为中间层发生拉伸一侧对应的弯曲半径; R_{in} 为中间层发生压缩一侧对应的弯曲半径。

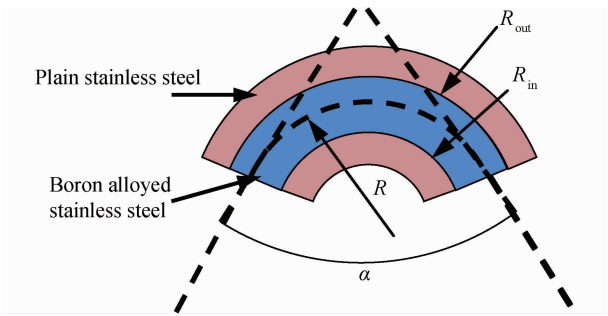


图 2 含硼不锈钢复合板的三点弯曲变形示意图
Fig.2 Three-point bending scheme of boron alloyed stainless steel composite plate

将(1)式整理,可得:

$$\alpha \cdot \frac{1}{2} (R_{out}^2 - R^2) = R \cdot \frac{1}{2}h$$
$$\alpha \cdot \frac{1}{2} (R^2 - R_{in}^2) = R \cdot \frac{1}{2}h \tag{2}$$

由(2)式即可求出此时中间层材料最大的伸长率和压缩变形量:

$$A_{tension} = \frac{\sqrt{R^2 + \frac{R \cdot h}{2\alpha}} - R}{R} = \frac{h}{\alpha} \cdot \frac{1}{\sqrt{R^2 + \frac{R \cdot h}{2\alpha}} + R} \tag{3}$$

$$A_{compression} = \frac{\sqrt{R^2 - \frac{R \cdot h}{2\alpha}} - R}{R} = \frac{h}{\alpha} \cdot \frac{1}{\sqrt{R^2 - \frac{R \cdot h}{2\alpha}} + R} \tag{4}$$

式(3)及式(4)中的 h 是已知量,圆心角 α 和半径 R 均可以通过弯曲后的复合板样品进行测量得到。

3 复合板三点弯曲实验

3.1 复合板三点弯曲实验结果

三点弯曲实验结果如表 2 所示。复合板固溶处理后,由于合金元素的固溶,室温组织中的析出物减少,使样品强度下降,所以在相同变形条件下,热轧后复合

板强度要高于固溶处理后的样品。不同状态下含硼不锈钢复合板弯曲后的照片以及载荷-位移曲线如图 3 所示。热轧态试样弯曲,当位移达到 2.2mm 时,载荷开始急剧下降(见图 3(c)),样品从上侧开始发生开裂(见图 3(a)),但是,样品并非从上侧的普通不锈钢覆层表面开始断裂的,而是从中间层的上表面开始,逐渐

向上扩展开裂的。热轧态的含硼不锈钢复合板弯曲极限载荷可达 4.82526kN,经测量计算的弯曲角度约为 167.4°。固溶处理后的试样在弯曲中表现出了良好的弯曲变形能力,实验机压下位移达到 15mm 时,材料仍未发生破坏。通过弯曲实验测出固溶后的样品最大弯曲角度达到 82.8°。

表 2 含硼不锈钢复合板三点弯曲实验结果

Table 2 Results of three-point bending test for boron alloyed stainless steel composite plate

| No | Status | Original gauge length/mm | Loading rate/(mm·min ⁻¹) | Maximum bending force /kN | Bending strength/MPa |
|----|--------------------|--------------------------|--------------------------------------|---------------------------|----------------------|
| 1 | Hot rolled | 25 | 0.5 | 4.86526 | 2227.139 |
| 2 | Solution treatment | 40 | 0.5 | 2.06592 | 1894.274 |

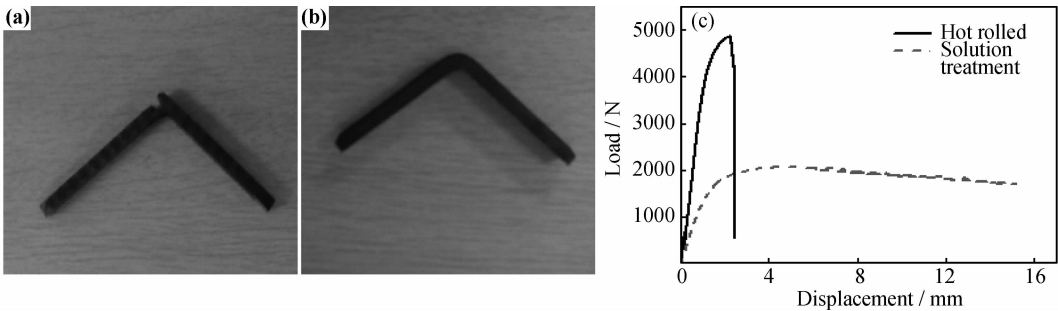


图 3 弯曲试样照片及载荷-位移曲线

(a)热轧态试样;(b)固溶态试样;(c)载荷-位移曲线

Fig. 3 Bend specimens photos and load-displacement curves

(a)hot rolled specimen;(b)specimen after solution treatment;(c)load-displacement curves

3.2 含硼不锈钢复合板实际变形量分析

通过三点弯曲实验结果的测量,得到此时中性层的半径 R 约为 8mm,热轧态以及固溶后的弯曲角度 α 分别为 167.4°和 82.8°,中间层含硼不锈钢材料的厚度 h 约为 2mm。将上述参数代入式(3)和式(4)中,可求得不同状态的含硼不锈钢复合板最大拉伸和压缩变形量,结果见表 3。热轧状态下,含硼不锈钢层的拉伸变形量最大可达 2.8%,固溶处理后则可以增加到约 5.6%。而压缩变形的最大变形量分别可达 2.9%和 6.0%。与 ASTM A887 标准^[8]相比,固溶后的含硼不锈钢中间层所表现出的塑性已经接近于该标准中的 304BN7(B 级)。同时,本实验中不锈钢的镍含量(4%左右)远低于 304BN7(8%左右),使得不锈钢的室温

基体组织主要为铁素体而非奥氏体,这也造成基体材料塑性的降低。

复合板塑性变形时,实际上是两层材料共同协调变形,因此会表现出与单一材料不同的行为。弯曲过程的开始阶段,覆层材料在载荷的作用下首先开始变形,上侧的覆层开始伸长,下侧的覆层开始进行压缩。随着覆层金属的塑性变形,其实际的强度也在加工硬化的作用下不断增加。当覆层强度增加到满足上下界面上中间层含硼不锈钢的屈服条件时,中间层才开始变形,中间层金属的表面分别开始伸长和压缩。如图 3(c)所示的固溶后复合板的载荷-位移曲线,当位移约为 2mm 时,复合板的覆层和中间层均开始了塑性变形。

对于单一材料,弯曲时发生拉伸的一侧内如果产生了裂纹源或者缺陷,则会形成很大的应力集中,导致实际局部的应力场水平远高于材料的宏观应力场。材料极易在这种情况下发生裂纹扩展,引起断裂。含硼不锈钢复合板在进行弯曲变形时,含硼不锈钢中间层接近上侧界面的位置处也容易出现微观的缺陷或者裂纹源,这些缺陷往往是由于含硼化合物和基体组织的塑性、强度差异较大,变形时应力在硼化物界面上集中

表 3 复合板芯层最大拉伸和压缩变形量

Table 3 Maximum tension and compression deformation of middle layer in composite plate

| No | Status | Tensile deformation/% | Compression deformation/% |
|----|--------------------|-----------------------|---------------------------|
| 1 | Hot rolled | 2.8 | 2.9 |
| 2 | Solution treatment | 5.6 | 6.0 |

导致的。但是,当这些缺陷附近的应力场积累的一定值时,并不会发生破坏,而是引起覆层材料的进一步塑性变形^[9]。由于覆层材料的塑性较好,可以通过足够的变形来释放这部分应力。当覆层材料进一步发生塑性变形以后,又会使其他区域的中间层材料开始屈服^[10-12]。这样的过程在复合板的塑性变形过程中可能重复发生,就会使大部分的中间层材料均发生屈服和塑性变形,因此有利于复合板整体发生塑性变形。因此,图 3(c)中的载荷-位移曲线中,载荷位移的增加上升到一定值时,其增加的速度开始减慢,随着覆层材料和中间层材料交替地发生塑性变形,此时的应力不断得到释放。复合板整体的载荷随着位移的变化值发生微小的波动,甚至基本没有变化。

3.3 含硼不锈钢断口形貌分析

图 4 为固溶处理后复合板断口形貌。由图 4 可

知,覆层普通不锈钢的断口为典型的韧窝断口,整个断口上含有很多边界近似于抛物线形的韧窝^[13],有些韧窝的中心,还带有细小的空洞或者析出物颗粒。这说明,覆层材料的塑性变形能力较强,当塑性变形进行到一定程度时,基体中的一些析出物在应力场的作用下与其发生剥离。在这些位置会进一步产生应力集中,形成裂纹源,从而使覆层材料断裂。而中间层的断口形貌则比较复杂。中间层的断口形貌包含两类:韧窝断口和解理断口。中间层材料的基体部分断裂行为与覆层类似,也是典型的韧窝。图中出现的解理断口,则是硼化物和基体界面处发生开裂的宏观表现。由于脆性硼化物与基体的强度、塑性差别很大,进行塑性变形时容易在其界面上产生应力集中。硼化物硬度较大且基本无法塑性变形,因此应力集中很可能导致裂纹沿着硼化物和基体的界面上扩展,形成解理断口。

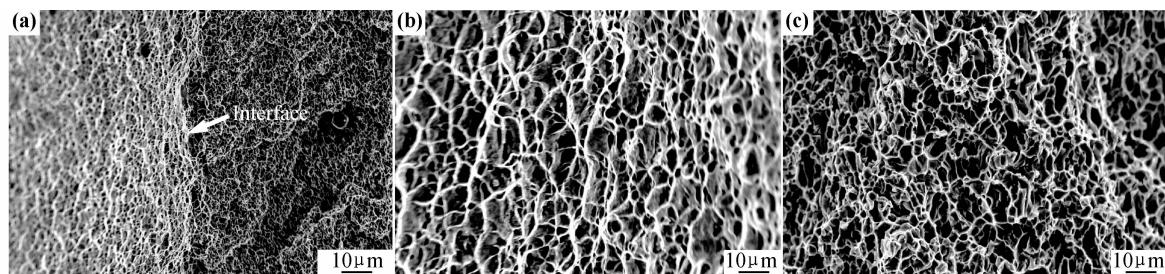


图 4 含硼不锈钢复合板断口形貌(固溶状态)

(a)界面;(b)覆层;(c)中间层

Fig. 4 Fracture morphology of boron alloyed stainless steel composite plate(after solution treatment)

(a)interface;(b)outer layer;(c)middle layer

4 结论

(1)采用包覆浇铸+热成形方法成功制备出含硼量在 2%~2.5%的高硼不锈钢复合板。

(2)三点弯曲实验表明,含硼不锈钢复合板塑性变形时,覆层普通不锈钢发生变形并且强度提高到一定程度时,中间层的含硼不锈钢才会开始塑性变形。采用这种复合材料的结构设计,可以使中间层含硼不锈钢表现出比单一材料弯曲时更好的塑性。

(3)固溶处理后的含硼不锈钢复合板中间层所表现出的塑性已经接近于 ASTM A887 标准中的 304BN7(B 级)水平。复合板发生断裂时,覆层和中间层的基体断口均显示出典型的韧窝形貌;中间层的断口中硼化物和界面之间为解理断口,使其塑性降低。

参考文献

[1] SHIBATA H, KOHNO Y, SHIBATA K, et al. Nuclear reaction microanalysis of boron doped steels[J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B, 2007, 260(1): 321-324.

[2] 丁大钊,叶春堂,赵志祥. 中子物理学——原理、方法与应用 [M]. 北京:原子能出版社,2001.

[3] 刘然,薛向欣,姜涛,等. 硼及硼化物的应用现状与研究进展[J]. 材料导报,2006,20(6):1-4.

LIU Ran, XUE Xiang-xin, JIANG Tao, et al. The current situation and development of boron and boride[J]. Materials Review, 2006, 20(6): 1-4.

[4] 杨文锋,刘颖,杨林,等. 核辐射屏蔽材料的研究进展[J]. 材料导报,2007,21(5):82-85.

YANG Wen-feng, LIU Ying, YANG Lin, et al. Research progress in shielding materials for nuclear radiation[J]. Materials Review, 2007, 21(5): 82-85.

[5] 解国良. 新型层状复合材料工艺开发与应用[D]. 北京:北京科技大学,2011. 75-77.

[6] 张可. 遮蔽热中子用高硼不锈钢复合板制备技术研究[D]. 北京:北京科技大学,2011.

[7] 全燕鸣. 热能中子防护用含硼不锈钢[J]. 钢铁研究,1989,53(4): 114-115.

QUAN Yan-ming. Boron alloyed stainless steel for protection thermal neutron[J]. Research on Iron and Steel, 1989, 53(4): 114-115.

- ing of die-cast magnesium alloy AM60B-mechanism and remedy [J]. *Welding Journal*, 2001, 80(8): 204—210.
- [11] 游国强, 朱觉华, 郭强. 压铸 AM60B 镁合金 TIG 焊组织研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(8): 729—731.
YOU Guo-qiang, ZHU Jue-hua, GUO Qiang. Microstructure of the TIG welded die casting AM60B magnesium alloy [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2009, 29(8): 729—731.
- [12] WAHBA M, MIZUTANI M, KAWAHITO Y. et al. Laser welding of die-cast AZ91D magnesium alloy [J]. *Materials and Design*, 2012, 33(1): 569—576.
- [13] 王向杰, 游国强, 张均成, 等. 压铸 AZ91D 镁合金母材气孔在重熔过程的遗传性研究 [J]. 金属学报, 2012, 48(12): 1437—1445.
WANG Xiang-jie, YOU Guo-qiang, ZHANG Jun-cheng, et al. Study on hereditary of pores in laser remelting of die casting AZ91D magnesium alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48(12): 1437—1445.
- [14] 王向杰, 游国强, 杨智, 等. AZ91D 压铸镁合金激光局部重熔区气孔的形成机制 [J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(12): 2147—2148.
WANG Xiang-jie, YOU Guo-qiang, YANG Zhi, et al. Pore formation mechanism in laser local re-melted areas of die cast magnesium alloy AZ91D [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, 41(12): 2147—2148.
- [15] 单际国, 张靖, 郑世卿, 等. 压铸镁合金激光焊气孔形成原因的实验研究 [J]. 金属学报, 2009, 45(8): 1006—1012.
SHAN Ji-guo, ZHANG Jing, ZHENG Shi-qing, et al. Experimental study on the reason of pore formation in laser welding of die-cast magnesium alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(8): 1006—1012.
- [16] 单际国, 张靖, 郑世卿, 等. 镁合金激光焊接气孔问题的实验研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(S3): 234—239.
SHAN Ji-guo, ZHANG Jing, ZHENG Shi-qing, et al. Experimental study on pores in laser welding of magnesium alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(S3): 234—239.
- [17] 廖慧敏. 镁合金压铸件缺陷分析 [D]. 重庆: 重庆大学硕士论文, 2006. 56—57.
- [18] 许四祥, 吴树森, 李庆. 铸造镁合金氢致气孔形成机理的研究 [J]. 轻金属, 2008, (8): 43—46.
XU Si-xiang, WU Shu-sen, LI Qing. Study on morphologies of the structure and formation mechanism for microporosity in cast magnesium alloy [J]. *Light Metals*, 2008, (8): 43—46.
- [19] 许四祥, 吴树森, 毛有武, 等. 铸造镁合金中微孔对其组织和力学性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2007, 27(1): 11—13.
XU Si-xiang, WU Shu-sen, MAO You-wu, et al. Origination and elimination of micro-porosity in cast Mg alloy [J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2007, 27(1): 11—13.
- [20] ZENG K, KLASSEN T, OELERICH W, et al. Critical assessment and thermodynamic modeling of the Mg-H system [J]. *International Journal of Hydrogen*, 1999, 24(10): 989—1004.
- [21] GERMAN D, DMITRIY D. Surface phenomena in fusion welding processes [M]. German: CRC Press Taylor & Francis Group, 2006. 262—265.
- [22] KIM I, ROBERT D, PZHCK E D. Mathematical modeling of porosity in solidification [J]. *Metal Transaction B*, 1985, 16(6): 359—366.
- [23] POIRRER D K, YEUM K, MAPLES A L. A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminum-rich Al-Cu alloys [J]. *Metal Transaction A*, 1987, 18(12): 1979—1987.
- 基金项目:** 国家自然科学基金青年基金 (51105393); 重庆大学中央高校基本科研业务费 (CDJXS1132226); 重庆市科技攻关项目 (CSTC2010AA4045); 重庆大学大型仪器设备开放基金 (2011121563)
- 收稿日期:** 2012-03-23; **修订日期:** 2012-12-20
- 作者简介:** 查吉利 (1980—), 男, 博士生, 主要从事镁合金成型技术的研究工作, 联系地址: 重庆市沙坪坝区沙正街 174 号重庆大学材料科学与工程学院 (400044), E-mail: 415160823@qq.com
- 通讯作者:** 龙思远 (1960—), 男, 教授, 主要从事轻金属成型及设备开发等方面的研究工作, 联系地址: 重庆市沙坪坝区沙正街 174 号重庆大学材料科学与工程学院 (400044), E-mail: siyuan_long@yahoo.com
- *****
- (上接第 28 页)
- [8] ASTM A 887-89, standard specification for borated stainless steel plate, sheet, and strip for nuclear application [S].
- [9] SWIFT H W. Plastic instability under plane stress [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1952, 1(1): 1—18.
- [10] YANAGIMOTO J, OYA T, KAWANISHI S, et al. Enhancement of bending formability of brittle sheet metal in multilayer metallic sheets [J]. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2010, 59(1): 287—290.
- [11] INOUE J, NAMBU S, ISHIMOTO Y, et al. Fracture elongation of brittle/ductile multilayered steel composites with a strong interface [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(10): 1055—1058.
- [12] NAMBU S, MICHIUCHI M, ISHIMOTO Y, et al. Transition in deformation behavior of martensitic steel during large deformation under uniaxial tensile loading [J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(4): 221—224.
- [13] 赵文金, 潘英, 卢怀昌, 等. 蒸汽发生器管束裂纹的金相和断口分析 [J]. 中国核科技报告, 1991, (S3): 1—9.
ZHAO Wen-jin, PAN Ying, LU Huai-chang, et al. Analysis of cracks and fractography on steam generator tubes [J]. *China Nuclear Science and Technology Report*, 1991, (S3): 1—9.
- 收稿日期:** 2012-02-23; **修订日期:** 2012-11-05
- 作者简介:** 刘靖 (1965—), 女, 博士, 副教授, 主要从事轧钢生产过程组织性能控制, 复合板制备技术研究, 新品种开发. 联系地址: 北京科技大学材料科学与工程学院 (100083), E-mail: liujing@mater.ustb.edu.cn