

## 多道次热轧对包层钢筋性能及结合面的影响 \*

谢红飙 高亚男 王涛 肖宏

(燕山大学机械工程学院, 秦皇岛 066004)

**摘要** 采用热轧的方式制备了不锈钢/碳钢包层钢筋, 研究了包层钢筋的机械性能及界面的结合情况. 通过拉伸、剪切实验测试了钢筋的抗拉强度等性能及两金属的结合强度. 应用 OM, SEM, EDS 以及显微硬度仪对界面附近的显微形貌、元素扩散以及显微硬度分布进行分析. 实验结果显示: 不锈钢/碳钢包层钢筋的轧制过程中双金属等比例延伸, 其抗拉强度高达 550 MPa, 延伸率 45%, 拉伸过程中出现明显缩颈, 断口处两金属未分离. 随轧制道次的增加, 金属结合更加致密, 剪切强度增加, 最大剪切强度为 333 MPa, 剪切断裂面出现典型的塑性韧窝和剪切滑移. 界面附近出现了明显的元素扩散, 不锈钢中的 Cr, Mn 和 Ni 等元素向碳钢扩散, 碳钢中的 Fe 元素向不锈钢扩散, 总扩散距离约 30  $\mu\text{m}$ , 造成界面附近碳钢侧的显微硬度显著增大, 第 6 道次后其值为 399.4 HV, 远高于碳钢基体的硬度. 复合包层钢筋界面间形成了良好的冶金扩散结合.

**关键词** 包层钢筋, 热轧, 结合界面, 扩散

中图分类号 TG335.8

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2011)12-1513-07

## EFFECT OF MULTIPASS HOT ROLLING ON THE PROPERTY AND BONDING INTERFACE OF CLAD BAR

XIE Hongbiao, GAO Yanan, WANG Tao, XIAO Hong

Mechanical Engineering College, Yanshan University, Qinhuangdao 066004

Correspondent: XIAO Hong, professor, Tel: (0335)8057032, E-mail: llovv@163.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51075353) and Natural Science

Foundation of Hebei Province (No.E2010001208)

Manuscript received 2011-06-10, in revised form 2011-08-16

**ABSTRACT** Because of climate and human factors, the corrosion of reinforced steel bar has become one of the important reasons of premature deterioration of concrete buildings and infrastructure. Stainless steel bar cannot be widely used due to its high price. Therefore, stainless steel clad carbon steel bar comes into being. It is a new material used in construction, which is made up of corrosion resistant stainless steel outer layer and carbon steel core. In the present study, an experimental study was conducted to investigate the mechanical property and bonding state of stainless steel clad carbon steel bar. The tensile strength of clad bar and bonding strength of two metals were measured using tension test and shearing test. Further, microscopic morphology, element diffusion and microhardness near the interface were analyzed using OM, SEM, EDS and microhardness tester. The results show that the two metals of the bar extend proportionally in the rolling process. The tensile strength is 550 MPa and the percentage of elongation is 45%. The neck phenomenon in the tensile experiment is obvious and the two metals are undivided in the fracture. With the increment of rolling pass, the bonding between the metals becomes denser and this increases the shearing strength. The max shearing strength is 333 MPa and the typical plastic dimples and shearing slip were observed on the shearing fracture surface. Element diffusion occurs at the interface where the Cr, Mn, Ni of stainless steel diffuse into carbon steel and the Fe of carbon steel diffuses into stainless steel, and the total width of diffusion distance is about 30  $\mu\text{m}$ . After sixth pass rolling the microhardness of the carbon steel near the interface increased significantly to 399.4 HV which is higher than carbon steel. The metallurgical diffusion bonding is formed in the interface of clad bar.

**KEY WORDS** clad bar, hot rolling, bonding interface, diffusion

\* 国家自然科学基金项目 51075353 和河北省自然科学基金项目 E2010001208 资助

收到初稿日期: 2011-06-10, 收到修改稿日期: 2011-08-16

作者简介: 谢红飙, 男, 1970 年生, 副教授, 博士

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00364

双金属复合材料综合了两种金属各自的属性, 具有单一金属不具备的综合性能. 热轧复合是固-固复合的一种, 是使两金属在高温、高压下发生塑性变形而复合在一起的生产工艺<sup>[1-4]</sup>, 具有工艺简单, 生产效率高的特点. 两金属界面的结合强度是评价材料质量的重要因素, 因此对于轧制后界面的研究显得尤为重要. 由于双金属板材的应用出现较早, 因此对于这类材料的研究较多. Zhang 等<sup>[5]</sup>考察了 Cu/Ag 复合板界面的微观结构、复合状态以及显微硬度分布等规律; Bulent<sup>[6]</sup>和 Motarjemi 等<sup>[7]</sup>研究了不锈钢/碳钢复合板的界面形貌、界面附近显微硬度分布、拉伸特性以及材料的破坏特点; Li 等<sup>[8]</sup>调查了 316L 不锈钢接头的界面疲劳裂纹的生长行为; 文献 [9-12] 报道了通过实验制备的 Ti-不锈钢和 Cu/Al 复合板, 观察了界面的微观结构并测定了结合强度; Wu 等<sup>[13]</sup>应用连续铸造的方法制备了 Cu/Al 复合材料; 文献 [14-16] 报道了 Cu/Fe 复合棒材界面的显微硬度分布以及界面硬度对金属塑性变形的影响. 这些为不锈钢/碳钢包层钢筋的研究打下了基础.

不锈钢/碳钢包层钢筋是一种新型的建筑用复合材料, 它兼顾了不锈钢的抗腐蚀性和碳钢的机械性能, 比普通建筑钢筋有更高的耐腐蚀性, 可以满足人们对钢筋混凝土建筑结构设计寿命提高的要求. 但其轧制工艺不同于复合板, 复合板轧制过程中, 两金属间存在较大的均匀接触应力<sup>[17,18]</sup>, 金属复合较容易, 而包层钢筋需要孔型轧制, 金属间接触界面上接触应力分布必定不均匀, 从而影响包层钢筋的质量, 因此不锈钢包层钢筋的轧制具有一定的难度. 目前, 包层钢筋轧制理论与实验研究尚处于初始阶段. Dyja 等<sup>[19-23]</sup>建立了热轧的数学模型, 模拟了双金属钢筋在轧制过程中的金属流动, 分析了双金属包层钢筋的轧

制工艺. 英国 STELAX 公司和美国 SMI-TEXAS 公司分别采用不同的工艺轧制出了不锈钢包层钢筋, 但目前都还存在一定的缺陷<sup>[24-26]</sup>. 我国对不锈钢/碳钢包层钢筋的热轧工艺、机械性能以及界面状态的研究还未见报道.

本文对不锈钢/碳钢包层钢筋的热轧工艺及材料的性能进行了实验研究. 通过合理设计孔型热轧制备了不锈钢/碳钢包层钢筋. 测定了包层钢筋的机械性能以及两金属的结合强度随道次的变化规律. 应用金相显微镜 (OM)、扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 观测两金属界面状态、断裂形貌, 并分析界面间元素的扩散情况以及显微硬度的分布规律, 为进一步研究双金属结合机理提供依据.

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料

不锈钢/碳钢包层钢筋的坯料由 304 奥氏体不锈钢无缝管和 Q195 碳钢棒料组成, 主要成分和性能见表 1. 其中不锈钢管外径 22 mm, 壁厚 2 mm, 碳钢芯直径 17.2 mm. 将 2 种材料进行机械打磨和化学处理, 除去表面污物和锈斑. 之后将碳钢穿入到不锈钢管中, 在拉丝机上对其进行拉拔, 减小金属间间隙和空气, 并使金属间存在一定的预紧力. 经拉拔处理后的试件直径为 20 mm, 不锈钢壁厚 1.8 mm. 最后将坯料切割成长 150 mm 的试件, 并将两端焊封, 防止加热轧制过程中由于两种材料的热膨胀量不同而产生缝隙, 引起氧化. 拉拔后试件断面如图 1 所示.

### 1.2 轧制过程

实验采用 6 道次孔型轧制, 分别为菱-菱-菱-方-圆-圆孔型系统, 其尺寸和形状见图 2, 6 道次延伸系数分别为 1.24, 1.31, 1.33, 1.18, 1.25 和 1.11. 轧辊直径

表 1 实验材料成分及性能

Table 1 Composition and properties of test materials

Material	Composition, mass fraction, %					Property		
	Cr	Ni	Mn	C	Fe	$\sigma_s$ , MPa	$\sigma_b$ , MPa	$\lambda$ , %
304 stainless steel	18—20	8—9	0.75	0.08	Bal.	206	520—700	>40
Q195 carbon steel	—	—	0.25—0.50	0.06—0.12	Bal.	195	315—430	>33

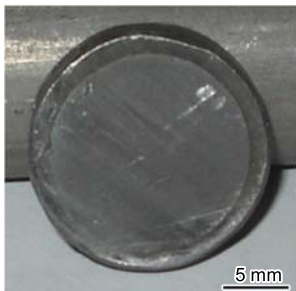


图 1 拉拔后试件断面照片

Fig.1 Photo of cross-section of workpiece after drawing

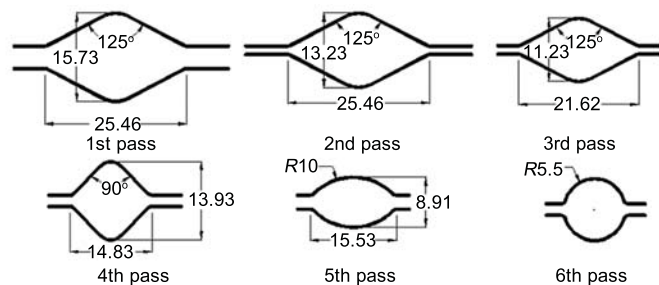


图 2 6 道次孔型的形状和尺寸

Fig.2 Shapes and dimensions of six passes (unit: mm)

200 mm, 转速 0.1 r/s. 先将试件放入马弗炉中进行加热, 在 1150 ℃ 下保温 30 min 后进行轧制. 为了去掉张力可能产生的影响, 采用单道次轧制. 每道次轧制后, 把轧件放入炉内保温 10 min, 进行下一道次轧制. 并且每道次保留一个试件, 空冷, 用于后续实验.

### 1.3 性能测试

经 6 个道次轧制后, 在万能材料试验机上对钢筋进行拉伸测试, 测量包层钢筋的抗拉极限、延伸率等机械性能, 并利用 SEM 观察缩颈情况及断口的破坏形貌. 由于目前还没有复合棒材结合性能的检测标准, 因此参照复合板的结合强度测量方法测量轧制后两金属结合面的剪切强度, 沿轧制后钢筋的轴线切割出如图 3 所示的试样. 搭接区的长度和宽度分别为 2 和 1 mm, 结合面积 2 mm<sup>2</sup>. 在拉伸试验机上拉伸试件, 测量拉伸时的最大拉力, 从而计算出结合面的最大剪应力. 在每道次钢筋圆周方向取 3 个试件, 求剪切强度的平均值.

### 1.4 分析实验

为了研究两金属的结合情况, 着重对结合界面进行分析. 把各道次钢筋的断面进行抛光处理, 并用 4% 的硝酸酒精对芯部碳钢进行金相腐蚀, 应用金相显微镜 (OM) 观察两金属接触面, S-4800 扫描电镜 (SEM) 观察剪切实验撕裂面的微观形貌, 分析两金属的黏结情况. 应用能谱仪 (EDS) 测量界面附近各主要元素的分布规律及过渡情况. 用 HVS-1000 型显微硬度仪测定界面两侧金属的显微硬度分布, 载荷为 0.98 N, 加载时间为 10 s.

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 断面尺寸及形貌

图 4 分别为 6 个道次轧件的断面形状及尺寸图. 由于硝酸酒精对 304 不锈钢的腐蚀作用很小, 从图中可以清晰地分辨碳钢和不锈钢, 有助于了解不锈钢壁厚的分布情况. 可见, 不锈钢和碳钢的分界线清晰流畅, 两金属结合紧密, 无褶皱和裂纹等缺陷出现, 壁厚较为均匀, 证明轧制过程中无应力集中现象, 也说明了孔型设计的合理性. 经测量各道次轧制后不锈钢层所占断面面积的比例分别为 32.4%, 31.4%, 31.7%, 33.0%, 32.3% 和 32.5%, 与初始比例 32.6% 相差不大, 说明双金属在轧制过程中是等比例共同延伸变形的.

### 2.2 机械性能

第 6 道次轧制后不锈钢/碳钢包层钢筋的拉伸曲线见图 5. 由拉伸曲线可以看出, 复合包层钢筋在拉伸过程中未出现类似单一金属的屈服振荡阶段, 而是直接进入强化阶段, 这是因为两种金属的屈服极限不一致, 当碳钢达到弹性极限时, 不锈钢仍处于弹性阶段, 而不锈钢到达弹性极限时, 碳钢已经处于强化阶段, 这个过程削弱了屈服阶段的振荡现象. 但拉伸曲线中可以看出明显的弹性变形过程, 材料的强化阶段较长且平缓, 抗拉强度约为 550 MPa,

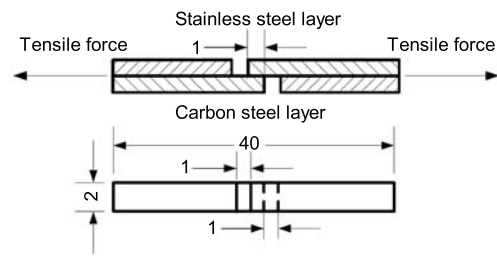


图 3 拉伸试样示意图

Fig.3 Schematic of tensile specimen (unit: mm)

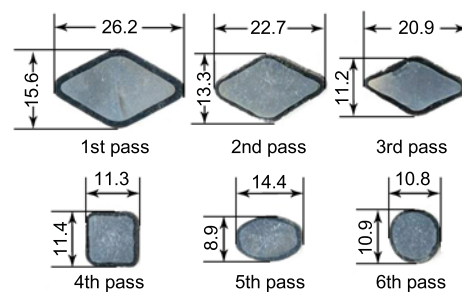


图 4 6 道次轧制后试件的断面尺寸及形貌

Fig.4 Sizes and morphologies of workpiece cross-section after six pass rolling (unit: mm)

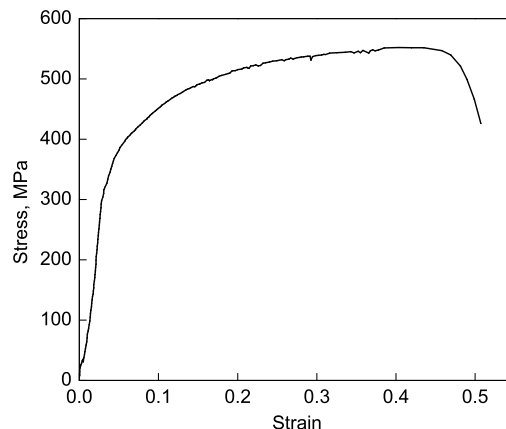


图 5 第 6 道次轧制后不锈钢/碳钢包层钢筋的拉伸曲线

Fig.5 Tensile curve of stainless steel clad carbon steel bar after six passes rolling

延伸率为 45%。整个拉伸过程的曲线连续平滑, 无较大的波动, 证明两金属在拉伸变形过程中是均匀协调的变形, 没有出现由于接触面开裂而引起某一金属单独承担主要载荷的情况.

由于两种材料的延伸率不同, 在拉伸缩颈的区域两金属间必然存在剪切应力, 当它小于结合界面的剪切强度时, 两金属不会撕裂. 图 6 可以看出, 合格的包层钢筋断口的结合面没有分离, 两金属的缩颈变形一致. 但在剪切层处的接触界面有很浅的缝出现, 这是由于拉伸断裂时, 裂纹由内向外伸展, 造成碳钢芯先断裂, 不锈钢壳后断, 使断口呈现出略微的不连续.

图 7 为不锈钢/碳钢结合界面剪切强度随轧制道次

的变化图。由图可以看出,第 1 道次到第 3 道次,两金属的剪切强度呈直线上升趋势。这是两材料间的冶金结合从无到有的形成过程。由于第 1 道次的延伸系数小,界面间的压应力不能使两金属形成冶金结合甚至机械啮合,所以剪切强度为 0。第 2 和第 3 道次的压下量增大,界面的两侧会分别形成冶金结合,并且第 3 道次的剪切强度



图 6 第 6 道次轧制后包层钢筋的拉伸断口

Fig.6 Tensile fracture surface of clad bar after six passes rolling

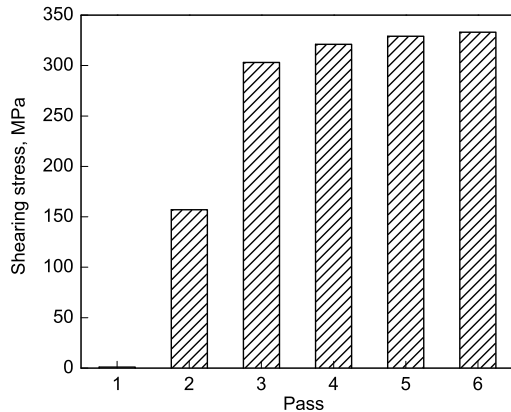


图 7 不锈钢/碳钢结合界面剪切强度随轧制道次的变化

Fig.7 Variation of shearing strength of bonding interface between stainless and carbon steels with rolling passes

(307 MPa) 是第 2 道次 (157 MPa) 的 2 倍左右。第 3 道次以后,轧制道次增加会进一步增加两材料接触界面的冶金结合面积,所以剪切强度缓慢增加,经第 6 道次达到 333 MPa,而国外相关产品报道为 280—300 MPa。通过对比每道次孔型的延伸系数与结合强度的变化趋势可以看出,当孔型的延伸系数为 1.24 时,并不能够使金属间实现冶金结合,但其增加到 1.30 以上,两金属间的结合状态发生质变,分别在钢筋的两侧出现冶金结合。随以后道次孔型延伸系数下降,已结合的金属未发生分离。

### 2.3 界面分析

图 8 为轧制前和不同道次轧制后两金属结合界面处的金相照片。图中有晶粒的部分为碳钢侧,未被腐蚀的部分为不锈钢侧。由图可见,虽然轧制前包层钢筋经过拉拔工序,但两金属间并未紧密结合,不锈钢和碳钢间仍有很大间隙(图 8a)。经前 3 个道次的轧制,两金属的结合越来越紧密,不锈钢和碳钢间由最初的缝隙变成孔洞,并且可以发现界面附近的碳钢侧有一明显区域未被硝酸酒精腐蚀,说明两金属间发生了元素扩散(图 8b—d)。在这个过程中,轧制压力使两金属紧密结合,开始只是粗糙的表面凸起相互接触,随轧制道次增加,这些凸起发生塑性变形被压扁,两金属的实际冶金结合面积逐渐增大,同时金属间元素扩散也逐渐增加。根据扩散定律,当其他条件一定时,扩散时间越长,元素扩散的距离越远。因此在前 3 道次轧制过程中,这一区域的宽度呈明显增大趋势。经第 4 道次轧制后,不锈钢和碳钢间的孔洞变小,界面成为一些断断续续的黑点组成的线(图 8e—g)。这期间,两金属的实际冶金结合面积基本达到稳定值,结合面处断断续续的黑点变化不大,由于元素的扩散量及扩散距离的增大与钢筋的延伸使扩散层厚度减小达到平衡,所以扩散距离看起来变化不明显。从材料的剪切强度(图 7)也可以看出,后 3 个道次剪切强度增加缓慢。

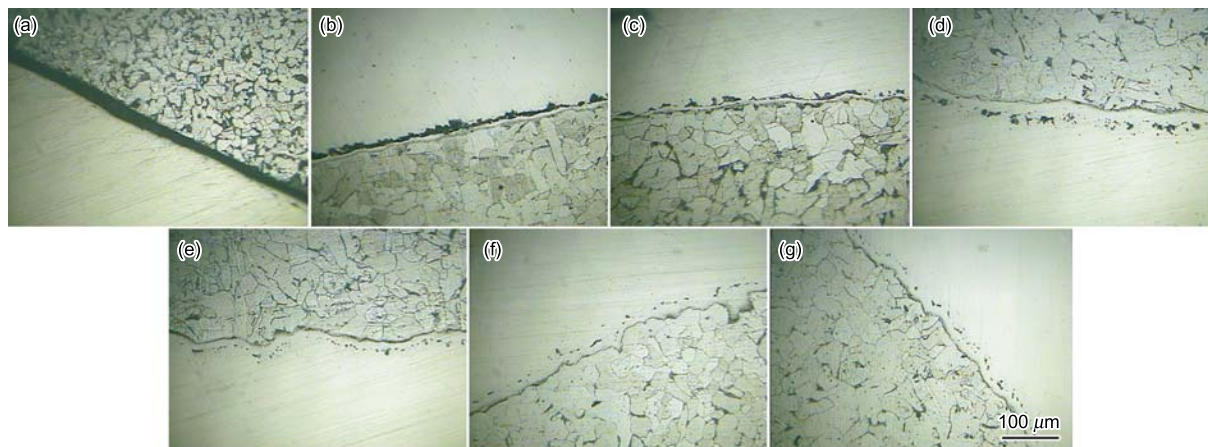


图 8 轧制前及不同道次轧制后试件界面的金相照片

Fig.8 Metallographs of interfaces of workpieces before rolling (a) and after rolling 1st pass (b), 2nd pass (c), 3rd pass (d), 4th pass (e), 5th pass (f) and 6th pass (g)

包层钢筋金属间的结合强度与两金属的实际冶金结合面积成正比。为了研究金属间冶金结合的效果,对各道次界面剪切断裂面的微观形貌进行观察,图 9 为碳钢侧的 SEM 照片。可以看出,随着轧制道次增加两金属结合的致密程度增强。第 1 道次后,剪切面较平,无韧窝出现(图 9a),说明金属表面的粗糙凸起没有穿透表面的氧化层,未达到真正原子级别的接触,剪切面附着的颗粒应为残留的杂质或加热过程中的氧化产物。第 2 和第 3 道次剪切面上有明显的韧窝,第 2 道次后,剪切面上的韧窝区域较少(图 9b),而经过第 3 道次,整个剪切面上布满塑性韧窝,并且韧窝形状基本一致(图 9c)。说明在压力和延伸的作用下,表面氧化层破碎,其下面的新鲜原子被挤出并相互接触,在高温高压作用下形成冶金结合。而最后 3 个道次的剪切面呈现相似的形貌,塑性韧窝朝一定方向倾倒(图 9d—f),可以判断金属在剪断前发生了很大的塑性剪切滑移。

金属间的剪切断裂是由结合面内部裂纹、缺陷等在外力的作用下向外扩展,达到一定程度后出现的。这个过程中,只有在结合位置产生剪切,结合面内部实际结合面积越大,缺陷越少,越不容易剪断,整个试件表现出的剪切强度越高。由图 9b 和 c 可见,金属间结合的不够紧密,由于缺陷较多,断裂过程进行得很快,金属间未发生较大滑移,所以韧窝较为明显,倾斜角度较小。而由图 9d—f 可知,两金属已经基本达到冶金结合,内部缺陷较少,结合强度大,拉伸剪切时,金属间会发生较大的滑移变形,把已形成的韧窝“抹平”。

为了考察界面两侧金属元素的分布情况,采用 EDS 对第 6 道次轧制后试件界面处主要金属元素进行分析,线

扫描结果如图 10 所示。可见,界面两侧的金属元素发生明显扩散,并且分布连续。Fe 元素从碳钢侧穿过界面向不锈钢侧扩散,而不锈钢侧的 Cr, Mn 和 Ni 等合金元素向碳钢侧扩散,形成了富含合金元素的铁合金,这是此区域不被腐蚀的主要原因。经测量,不锈钢侧扩散距离约为  $10\ \mu\text{m}$ ,碳钢侧扩散距离约为  $20\ \mu\text{m}$ ,金属间形成了良好的冶金扩散结合。

根据 Fick 扩散第一定律 ( $J = -DdC/dx$ , 其中,  $J$  为扩散通量;  $D$  为扩散系数;  $dC/dx$  为体积浓度梯度,  $C$  为体积浓度,  $x$  为扩散距离; 负号表示物质的扩散流方向与浓度梯度的方向相反) 可知,扩散是在浓度梯度作用下发生的。由于界面两侧金属元素含量差距很大,为元素的相互扩散提供了动力,在  $1150\ \text{℃}$  时,碳钢为 fcc 结构的  $\gamma\text{-Fe}$ , 具有较大的固溶能力,不锈钢侧的合金元素 Cr, Mn 和 Ni 向碳钢中呈间隙扩散,因为碳钢中固溶的 C 原子较少,晶面上的间隙较多,给合金元素提供了较多的跃迁机会,因此,这些元素在碳钢侧的扩散距离较大。而不锈钢中含较多的金属元素,晶面上的间隙较少,并且两侧的 Fe 元素浓度差距较合金元素小,因此 Fe 元素在不锈钢侧的扩散距离较小。对于 Q195 碳钢和 304 不锈钢而言,其 C 含量很小,根据 Fick 扩散定律,基本未发生扩散。

测量经第 6 道次轧制后试件界面附近不同位置(图 11) 的显微硬度,由不锈钢到碳钢依次取 5 个点。可见,整个测量范围内,硬度分布呈现出先增大后减小的趋势(图 12)。在第 1 和第 5 个位置处的显微硬度分别为 250 和 148 HV,为两金属自身硬度。最大值 399.4 HV 出现在界面附近的碳钢侧第 3 个位置,即未被腐蚀的扩散区,明显超过了碳钢或不锈钢基体各自的显

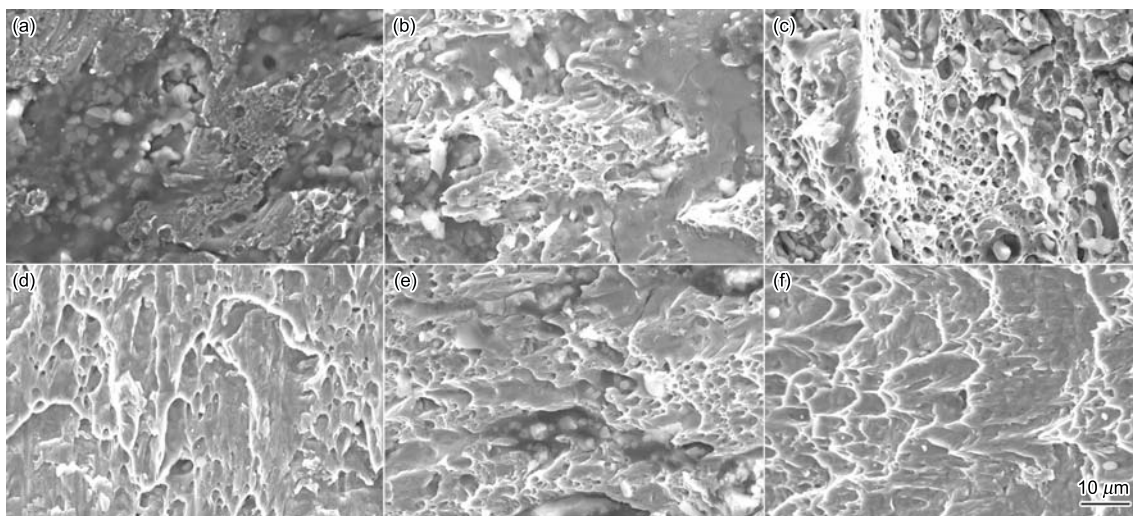


图 9 经不同道次轧制后试件剪切断裂面碳钢侧的 SEM 像

Fig.9 SEM images of shearing fractures of workpieces after rolling 1st pass (a), 2nd pass (b), 3rd pass (c), 4th pass (d), 5th pass (e) and 6th pass (f)

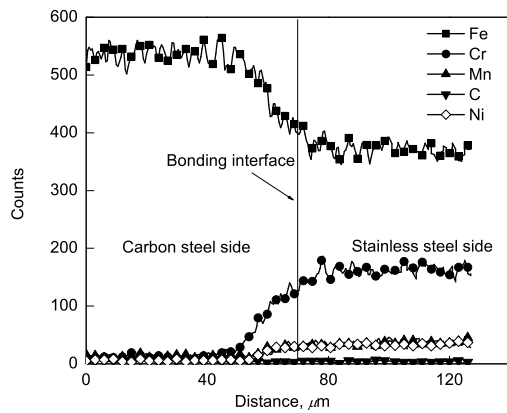


图 10 界面附近的 EDS 线扫描谱

Fig.10 EDS line scanning curves of bonding region

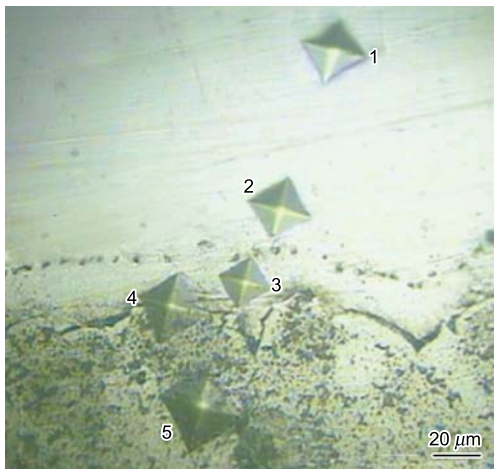


图 11 结合界面附近显微硬度测量位置

Fig.11 Measuring position of microhardness near bonding interface

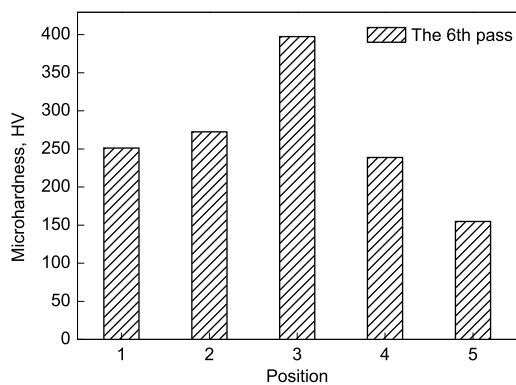


图 12 结合界面附近显微硬度分布

Fig.12 Distribution of microhardness near bonding interface

微硬度. 由图 10 可知, 碳钢侧的 Fe 元素向不锈钢侧扩散, 造成 Fe 含量降低, 使 C 的相对含量增加, 同时, Cr, Mn 和 Ni 等合金元素的进入, 被基体碳钢所固溶, 引起晶格畸变, 造成固溶强化, 因此显微硬度显著增大.

### 3 结论

(1) 通过热轧的方法制备了不锈钢/碳钢包层钢筋. 经 6 道次轧制, 不锈钢/碳钢包层钢筋的抗拉强度约为 550 MPa, 延伸率为 45%. 在拉伸变形过程中两金属缩颈变形均匀协调, 结合面未分离. 界面的剪切强度随轧制道次的增加而增大, 最高达 333 MPa.

(2) 随着轧制道次增加, 两金属结合越来越致密, 并且剪切断面上塑性韧窝的数量增加, 第 4 道次以后界面状态未出现明显变化, 剪切界面间出现较大的剪切滑移, 塑性韧窝朝特定方向大角度倾斜.

(3) 不锈钢/碳钢包层钢筋经 3 道次轧制后, 金属间出现明显的元素扩散, 冶金结合形成. 经 6 道次轧制后, 碳钢中的 Fe 元素向不锈钢扩散约 10  $\mu\text{m}$ , 不锈钢中的 Cr, Mn 和 Ni 元素向碳钢扩散约 20  $\mu\text{m}$ . 界面两侧的 C 元素并未发生明显扩散. 元素扩散造成不锈钢到碳钢的显微硬度呈先增大后减小趋势, 在界面附近的碳钢侧达到最大值 399.4 HV.

### 参考文献

- [1] Hwang Y M, Hsu H H, Hwang Y L. *Int J Mech Sci*, 2000; 42: 2417
- [2] Kang H, Kim J, Huh M, Engler O. *Mater Sci Eng*, 2007; A452-453: 347
- [3] Lee J, Bae D, Chung W, Kim K, Cho Y. *J Mater Process Technol*, 2007; 187-188: 546
- [4] Soltanalinzhad M, Haerianardakani A. *Mater Des*, 2009; 30: 1103
- [5] Zhang L, Meng L, Zhou S P, Yang F T. *Mater Sci Eng*, 2004; A371: 65
- [6] Bulent K. *J Mater Process Technol*, 2007; 190: 138
- [7] Motarjemi A K, Korcak M, Ventzke V. *Int J Pres Ves Pip*, 2002; 79: 181
- [8] Li S X, Xuan F Z, Tu S T. *J Nucl Mater*, 2007; 366(1/2): 1
- [9] Madaah-Hosseini H R, Kokabi A H. *Mater Sci Eng*, 2002; A335: 186
- [10] Kundu S, Chatterjee S. *Mater Sci Eng*, 2006; A425(1/2): 107
- [11] He P, Yue X, Zhang J. *Mater Sci Eng*, 2008; A486: 171
- [12] Elrefaey A, Tillmann W. *J Mater Process Technol*, 2009; 209: 2746
- [13] Wu C J, Wu Y, Xue Z Y, Liang H, Liu Q. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2010; 23: 206
- [14] Lesik L, Dyja H, Pilarczyk J W, Wiewiorowska S. *Wire J Int*, 2001; 34(2): 94
- [15] Dyja H, Lesik L, Milenin A, Mroz S. *J Mater Process Technol*, 2002; 125-126: 731
- [16] Berski S, Dyja H, Maranda A, Nowaczewski J, Banaszek G. *J Mater Process Technol*, 2006; 177: 582
- [17] Manesh H, Taheri A. *J Mater Process Technol*, 2005; 166: 163

- 
- [18] Yuan J W, Pang Y H, Li T. *J Wuhan Univ Technol*, 2011; 26: 111
- [19] Dyja H, Mroz S, Milenin A, Lesik L. In: International Rolling Conference ed., *44th MWSP Conference Proceeding*, Orlando: Association for Iron & Steel, 2002: 40: 653
- [20] Dyja H, Mroz S, Stradomski Z. *Metalurgija*, 2003; 42(3): 185
- [21] Dyja H, Mroz S, Milenin A. *J Mater Process Technol*, 2004; 153-154: 100
- [22] Szota P, Dyja H. *J AMME*, 2007; 25(1): 55
- [23] Mroz S, Szota P, Dyja H, Kawalek A. *Metalurgija*, 2011; 50(2): 85
- [24] Ricardo R. *Master Dissertation*, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 2001
- [25] Purk Y. *Master Dissertation*, North Carolina State University, Raleigh, 2003
- [26] Gregory W. *PhD Thesis*, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, 2007