

文章编号:1007-9629(2022)08-0869-08

Nb/V 复合强化对高强度钢筋显微组织和性能的影响

曾泽芸^{1,2}, 李长荣^{1,2,*}, 黎志英^{1,2}, 翟勇强³, 王 劼³

(1. 贵州大学 材料与冶金学院, 贵州 贵阳 550025; 2. 贵州大学 贵州省冶金工程与过程节能重点实验室, 贵州 贵阳 550025; 3. 首钢水城钢铁(集团)有限责任公司, 贵州 六盘水 553000)

摘要:采用金相显微镜(MM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、万能拉伸试验机等对高强度钢筋的显微组织、第二相、断口和力学性能进行表征和试验.结果表明:3种试验钢筋的显微组织均为铁素体+珠光体,其中3[#]试验钢筋中还含有少量贝氏体;3[#]试验钢筋中主要析出物为铌钒复合碳氮化物((Nb,V)(C,N)),呈圆形状,平均粒径为10 nm,在铁素体晶界和珠光体片层间析出;3种试验钢筋的拉伸断口均为韧性断裂,断口上分布着等轴韧窝;随着Nb含量的增加,试验钢筋的抗拉强度和屈服强度增加,但其断后伸长率有所降低;3[#]试验钢筋的抗拉强度和屈服强度最大,分别为795、525 MPa,断后伸长率较1[#]和2[#]试验钢筋小,为21.6%.

关键词:高强度钢筋;(Nb,V)(C,N);韧性断裂;韧窝;力学性能

中图分类号: TG142.1

文献标志码: A

doi:10.3969/j.issn.1007-9629.2022.08.014

Effect of Nb/V Composite Strengthening on Microstructure and Properties of High-Strength Rebars

ZENG Zeyun^{1,2}, LI Changrong^{1,2,*}, LI Zhiying^{1,2}, ZHAI Yongqiang³, WANG Jie³

(1. College of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, China; 2. Guizhou Province Key Laboratory of Metallurgical Engineering and Process Energy Conservation, Guizhou University, Guiyang 550025, China; 3. Shougang Shuicheng Iron and Steel (Group) Co., Ltd., Liupanshui 553000, China)

Abstract: The microstructure, second phase, fracture morphology, mechanical properties of high-strength rebars were characterized by metallographic microscope(MM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and universal tensile testing machine. The results show that the microstructure of 1[#]–3[#] experimental steel rebars are ferrite + pearlite, and the 3[#] experimental steel rebar contains a small amount of bainite; the main precipitate of 3[#] rebar experimental steel is niobium vanadium composite carbonitride ((Nb,V)(C,N)), which is round in shape and precipitate on ferrite grain boundary and pearlite lamellar, with the average particle size of 10 nm; the tensile fracture of 1[#]–3[#] experimental steel rebars belong to ductile fracture, and the equiaxed dimples are distributed on the fracture; with the increase of Nb content, the tensile strength and yield strength of experimental steel rebar increase, the elongation after fracture decrease; the tensile strength and yield strength of 3[#] experimental steel rebar is the largest, reach 795, 525 MPa, respectively, the elongation after fracture is 21.6%.

Key words: high-strength rebar; (Nb,V)(C,N); ductile fracture; dimple; mechanical property

收稿日期:2021-05-27; 修订日期:2021-06-29

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52074095,51864013);贵州省省级科技计划项目(黔科合支撑[2022]一般053)

第一作者:曾泽芸(1995—),男,贵州毕节人,贵州大学硕士生. E-mail:2686412958@qq.com

通讯作者:李长荣(1963—),男,贵州桐梓人,贵州大学教授,博士生导师,博士. E-mail:crli@gzu.edu.cn

随着建筑行业的发展,大型公共建筑、高层建筑等对钢筋的承载结构能力、使用寿命和耐久性提出了更高的要求^[1-5].为此,针对高强度钢筋,提出了3个重要指标:抗拉强度与实际屈服强度的比值、理论屈服强度与实际屈服强度的比值和最大力总伸长率^[6-7].

众所周知,微合金热轧钢中铁素体晶粒尺寸与原始奥氏体的晶粒尺寸有很大关系,细化铁素体晶粒尺寸是提高微合金热轧钢强度的因素之一^[8-10].潘红波等^[11]研究表明,随着Nb含量、冷却速率的增加,以及轧制温度的降低,铁素体晶粒尺寸和珠光体片层间距减小.邓蕾等^[12]研究表明,Nb/V微合金化高强度抗震钢筋在拉伸过程中,钢筋裂纹遇到较硬相贝氏体时会向软相铁素体扩展.Nb/V微合金化钢筋呈现均匀的铁素体+珠光体组织,能够改善钢筋的力学性能^[13-14].孙莹等^[15]系统研究了335~500 HRB余热处理钢筋,认为淬硬层厚度越大,强度越高.张正云^[16]指出,Nb含量的增加虽然会抑制珠光体的形成,但能促进贝氏体的形成.周煌等^[17]指出,随着变形量的增加,含贝氏体的钢筋变形愈发明显,最后转移到珠光体上变形.Nb含量的增加通过位错强化或

沉淀硬化提高了微合金热轧钢的力学性能^[18-21].

以上研究主要集中在Nb在热轧钢中的作用及显微组织转变对钢筋力学性能的影响,但Nb/V复合强化对高强度钢筋的显微组织协同强化作用和力学性能的影响尚不明确.鉴于此,本文以500 MPa高强度钢筋为研究对象,探讨Nb/V复合强化对高强度钢筋中铁素体+珠光体+少量贝氏体的协同强化作用,以期得到高强度钢筋显微组织与性能的最佳匹配关系.

1 试验

1.1 原材料

试验钢筋来自某钢厂熔炼及轧制的500 MPa高强度钢筋.按照GB/T 1499.2—2018《钢筋混凝土用钢 第2部分:热轧带肋钢筋》及钢厂对HRB500钢筋内控标准,对钢筋化学组成(质量分数,文中涉及的组成、含量等均为质量分数)进行控制,将Nb+V的质量分数控制为0.085%~0.115%.使用碳硫分析仪、氮氢氧分析仪及ICP分析仪测试钢筋的化学组成,如表1所示.

表1 试验钢筋的化学组成
Table 1 Chemical compositions of experimental steel rebars

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	N	C _{eq}
1 [#]	0.250 0	0.640 0	1.410 0	0.032 0	0.007 0	0.054 0	0.080 0	0.013 0	0.008 2	0.520 0
2 [#]	0.220 0	0.590 0	1.430 0	0.029 0	0.003 0	0.061 0	0.088 0	0.017 0	0.008 5	0.491 0
3 [#]	0.220 0	0.590 0	1.430 0	0.029 0	0.002 0	0.061 0	0.088 0	0.022 0	0.008 5	0.491 0

试验钢筋的生产工艺路线为:100 t LD转炉(铁水+废钢)吹炼—吹氩处理(搅拌)—钢包处理(复合微合金化)—小方坯连铸(截面尺寸为160 mm×160 mm,长度为12.05 m)—加热炉加热(均热温度为1 050~1 180 ℃)—夹辊(去除热钢坯表面的氧化皮)—连续式轧机轧制(粗轧、中轧、精轧)—控制冷却(弱穿水)—冷床空冷(上冷床温度为830~860 ℃)—切剪、包装—高强度钢筋.

1.2 试验方法

按照GB/T 1499.2—2018和GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第1部分:室温试验方法》,将尺寸为120 mm×10 mm×3 mm的试验钢筋在MTS810万能拉伸试验机上以10⁻² s⁻¹的应变速率进行室温拉伸.采用SUPRA40型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察拉伸试件断口处的宏观、微观形貌及第二相的存在形式.

先将试验钢筋用线切割加工成10 mm×10 mm×10 mm的立方体试样,然后进行粗磨、细磨、抛光,最

后使用4%的硝酸酒精溶液进行腐蚀.采用OLYMPUSGX71金相显微镜(MM)、SUPRA40型SEM观察矩形试样的显微组织形貌和拉伸断口形貌;采用Ipwin32软件图像分析仪统计试验钢筋微观结构中 铁素体和珠光体所占比例;采用Nano Measurer软件图像分析仪测量试验钢筋铁素体的平均晶粒尺寸及珠光体的片层间距.

将矩形钢筋试样加工成φ5×2 mm的小圆片,先研磨至0.1 mm厚,再机械减薄至30 μm,最后进行离子减薄,制备成透射电镜(TEM)试样;使用Tecnai G2 F30 S-TWIN高分辨TEM,对试样进行Nb/V复合析出物沉淀状态测试,工作电压为200 kV;采用能谱分析(EDS)分析试样中Nb复合析出物的组成.

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

试验钢筋的金相显微组织如图1所示.

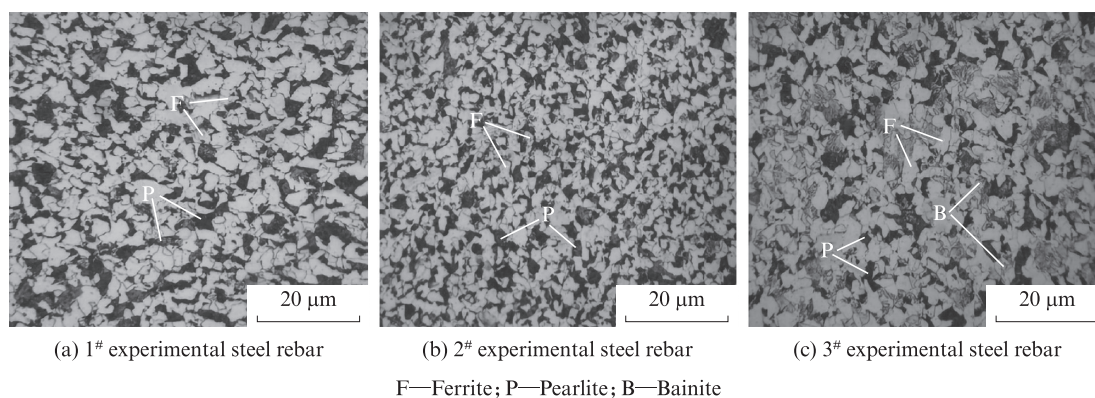


图1 试验钢筋的金相显微组织

Fig. 1 Metallographic microstructure of experimental steel rebars

由图1可以看出:1[#]试验钢筋的金相显微组织为铁素体和珠光体,铁素体晶粒较粗大,晶粒度等级为9;2[#]试验钢筋的金相显微组织为铁素体和珠光体,铁素体晶粒明显细化,晶粒度等级为11;3[#]试验钢筋的金相显微组织为铁素体、珠光体和少量贝氏体,且铁素体和珠光体的数量比1[#]和2[#]试验钢筋少,铁素体晶粒的细化程度与2[#]试验钢筋相差不大,晶粒度等级为10;3种试验钢筋中珠光体均匀分布在铁素体基体上.这说明随着Nb含量的增加,2[#]和3[#]试验钢筋的铁素体晶粒相比1[#]试验钢筋明显细化.根据Nb在钢中的固溶与析出作用^[11-12,16-17,22]可知,当试验钢筋中Nb

含量大于0.02%时,热轧过程中Nb在奥氏体中的固溶含量进一步增加,能够起到晶界的拖拽作用,从而加大过冷奥氏体的稳定性.在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变冷却过程中,3[#]试验钢筋中的过冷奥氏体进一步转变为贝氏体;1[#]和2[#]试验钢筋中Nb含量小于0.02%,热轧过程中在应变诱导沉淀作用下会促进Nb/V复合析出物在奥氏体晶界析出,细化奥氏体晶粒,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变冷却过程中,进一步促进过冷奥氏体向铁素体和珠光体转变.一些研究表明^[16,22],当钢筋中Nb含量大于0.02%时,在冷却过程中会出现贝氏体转变.

试验钢筋显微组织的定量分析结果如表2所示.

表2 试验钢筋显微组织的定量分析结果

Table 2 Microstructure quantitative analysis results of experimental steel rebars

No.	Ferrite grain size/mm	Grain size grade	$w(\text{ferrite})/\%$	$w(\text{pearlite})/\%$	$w(\text{bainite})/\%$
1 [#]	0.016	9	54.95	45.05	0
2 [#]	0.013	11	51.68	48.32	0
3 [#]	0.014	10	44.37	40.27	15.36

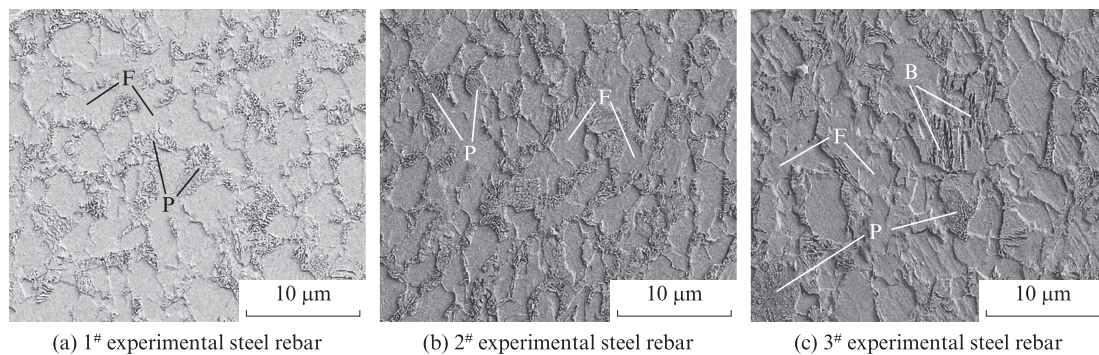
由表2可见:3种试验钢筋中铁素体、珠光体和贝氏体所占比例有所不同;由于Nb含量的增加(大于0.02%),3[#]试验钢筋中出现贝氏体,珠光体占比为40.27%,铁素体占比为44.37%,贝氏体占比为15.36%.这是因为随着Nb含量的增加,在热轧过程中应变诱导Nb/V复合碳氮化物在奥氏体晶界析出,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变冷却过程中细化奥氏体晶粒转变为细小的铁素体晶粒,同时Nb/V复合碳氮化物进一步析出,也起到细化铁素体晶粒的作用,使试验钢筋中铁素体晶粒尺寸明显细化.1[#]~3[#]试验钢筋中的铁素体晶粒尺寸分别为0.016、0.013、0.014 mm.

试验钢筋的SEM照片如图2所示.由图2可见:试验钢筋中铁素体呈多边形,珠光体呈片层分布在铁素体基体上,铁素体和珠光体分布比较均匀;3[#]试验钢筋中除了铁素体和珠光体外,还含少量呈板条

状的贝氏体.在V含量相同的条件下,试验钢筋中加入微合金元素Nb,主要作用是在钢中形成细小的Nb/V复合碳氮化物,其析出的质点钉扎在奥氏体晶界上,在加热过程中阻止奥氏体晶粒异常长大,轧制过程中控制奥氏体再结晶,缓解奥氏体再结晶晶粒长大,细化奥氏体晶粒,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程中得到细小的多边形铁素体晶粒,并使珠光体片层间距得以细化.

2.2 珠光体片层分析

在共析点,过冷奥氏体缓慢冷却形成的珠光体是由渗碳体和铁素体组成的片层相间组织.试验钢筋的珠光体片层微观形貌如图3所示.由图3可见,试验钢筋中所形成的珠光体呈现片层形貌,排列规则.由Nano Measurer软件图像分析仪统计结果可知,1[#]~3[#]试验钢筋中珠光体的片层间距 S_0 分别为0.182、0.140、0.124 μm ,3[#]试验钢筋的珠光体片层间



F—Ferrite; P—Pearlite; B—Bainite

图2 试验钢筋的SEM照片

Fig. 2 SEM images of experimental steel rebars

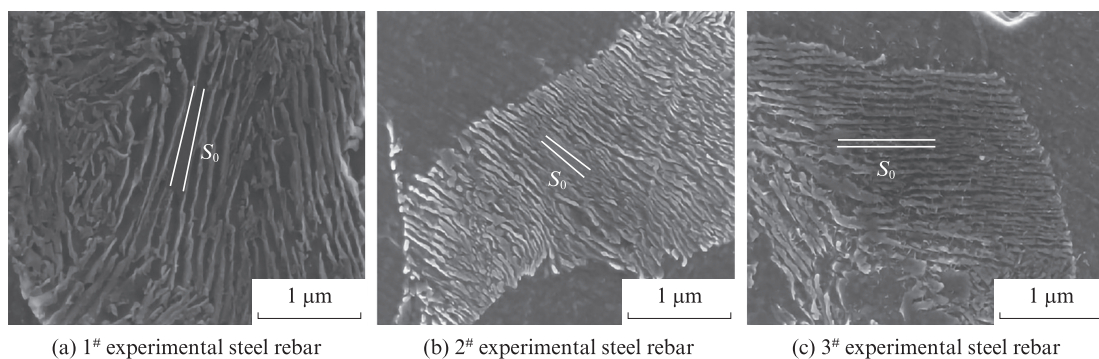


图3 试验钢筋的珠光体片层微观形貌

Fig. 3 Pearlite lamellar micromorphologies of experimental steel rebars

距最小.这是因为试验钢筋在热轧过程中,随着Nb含量的增加,Nb/V复合碳氮化物在奥氏体晶界、位错和缺陷上偏析和沉淀,钉扎奥氏体晶界,阻碍奥氏体晶粒长大,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变过程中,Nb/V复合碳氮化物也在珠光体片层间析出,使珠光体片层得以细

化^[11].Shanmugam等^[23]研究表明,Nb是促进珠光体形成的微合金元素,并给出了珠光体结构的平衡生长需要足够时间的原因.

因过冷度和成分上的差异导致试验钢筋中出现伪珠光体,其微观形貌如图4所示.

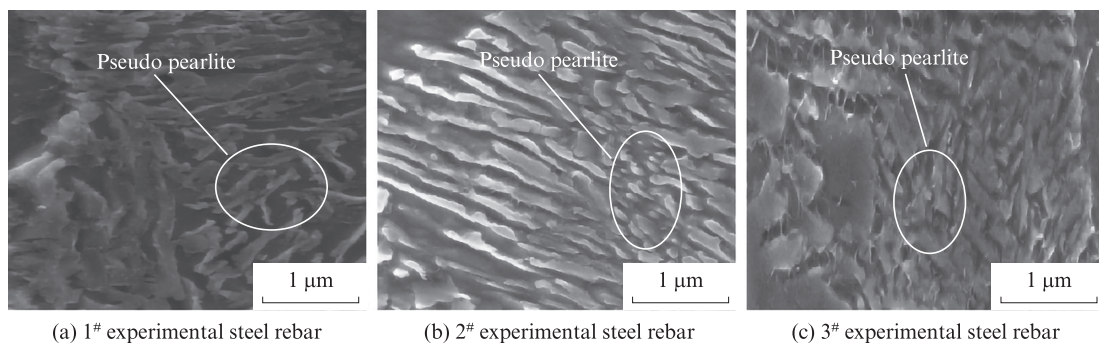


图4 试验钢筋中伪珠光体的微观形貌

Fig. 4 Pseudo pearlite micromorphologies in experimental steel rebars

由图4可见:试验钢筋中的伪珠光体形貌基本一致,分布较少,呈现出不规则的短棒状或粒状,混乱地分布在铁素体基体上.由于试验钢筋在连续轧制过程中,其中心位置与边缘处的冷却速率不一致,导致产生温差,随着过冷度的增大,过冷奥氏体中碳原

子分布不均匀、扩散速率慢,所转变形成的铁素体占比减小,碳原子难以进行长距离的扩散和迁移,导致珠光体片层越来越少,远离共析成分,珠光体转变越来越偏离平衡共析点,转变温度低于共析点温度,渗碳体很难形成连续的片状,多数渗碳体以不规则的

粒状或短棒状分布在铁素体基体上,就形成了伪珠光体^[24-25].相关研究表明^[26-27],低碳钢中伪珠光体的形成过程就是珠光体的退化过程,两者同时发生,相互促进.

2.3 析出物分析

采用透射电镜(TEM)观察试验钢筋中铁素体和珠光体的微观形貌,其TEM照片如图5所示.

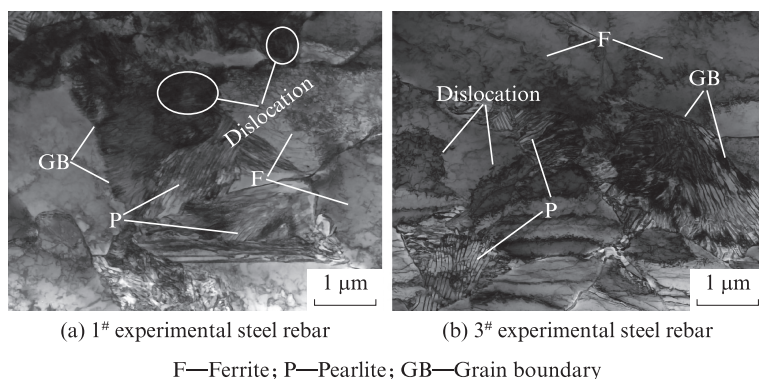


图5 试验钢筋中铁素体和珠光体的TEM照片

Fig. 5 TEM images of ferrite and pearlite of experimental steel rebars

由图5可见:1#和3#试验钢筋中铁素体呈多边形,晶界清晰可见,珠光体的片层比较清晰,整齐排列分布在铁素体基体上;1#和3#试验钢筋中铁素体基体、晶界及珠光体片层间分布着大量的位错.这是因为试验钢筋在连续热轧过程

中,形变奥氏体发生了再结晶和非再结晶,同时微合金元素Nb/V的复合强化作用,也使晶界增多^[22].

图6为3#试验钢筋中铌钒复合碳氮化物(Nb,V)(C,N)析出物的TEM照片及EDS图谱.

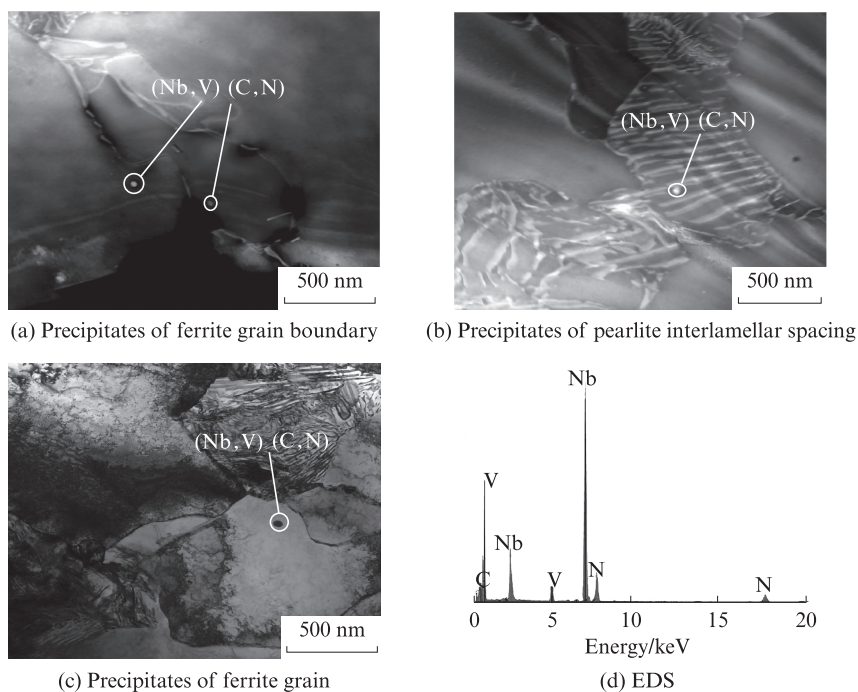


图6 3#试验钢筋中(Nb,V)(C,N)析出物的TEM照片及EDS图谱

Fig. 6 TEM images and EDS pattern of (Nb,V)(C,N) precipitates of 3# experimental steel rebar

由图6可见:3#试验钢筋中的主要析出物为(Nb,V)(C,N),在铁素体晶界、晶内及珠光体片层间析出,呈圆形,平均粒径为10 nm;3#试验钢筋析出相中主要含Nb、V、C和N,其中Nb为主峰,表明3#试验钢筋中的析出物主要为富Nb/V复合碳氮化

物.在试验钢筋中加入Nb和V,主要用于晶粒细化和沉淀强化,在奥氏体热轧区,钉扎奥氏体晶界和细化奥氏体晶粒,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程中,形成晶粒细化的铁素体和析出细小富Nb/V复合碳氮化物.根据错配度理论可知,Nb的碳化物和氮化物、V的碳化

物和氮化物与 α -Fe 的晶格错配度小于 12%, Nb/V 复合碳氮化物与 α -Fe 的晶格错配度也小于 12%, Nb/V 复合碳氮化物与 α -Fe 的晶体结构属于立方晶系结构, Nb/V 复合碳氮化物可以优先成为 α -Fe 的异质形核核心, 细小的 (Nb, V) (C, N) 在铁素体基体上和珠光体片层间析出, 细化了铁素体晶粒和珠

光体片层. 因此, 试验钢筋中 (Nb, V) (C, N) 析出物不仅在变形 γ 中以应变诱导析出的形式存在, 而且在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程中和转变后也在 α 内形成. 该结果与文献[19-20]结论一致.

2.4 拉伸断口形貌分析

图 7 为试验钢筋拉伸断口的 SEM 照片.

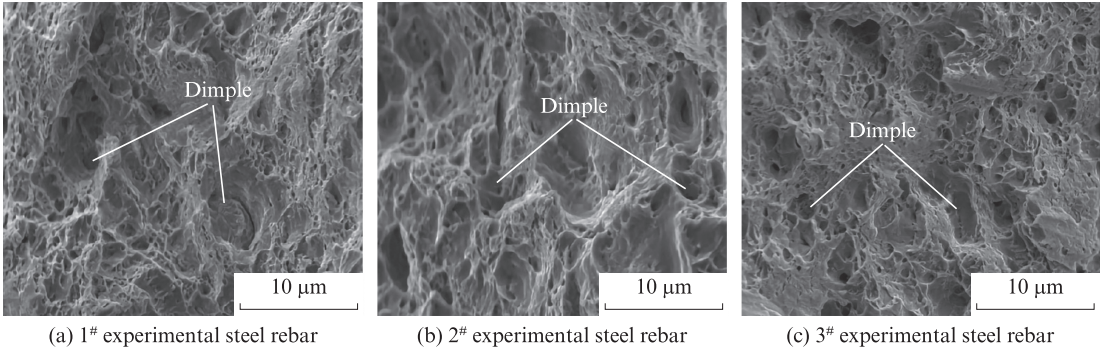


图 7 试验钢筋拉伸断口的 SEM 照片
Fig. 7 SEM images of tensile fracture of experimental steel rebars

由图 7 可见: 3 种试验钢筋的拉伸断口均为韧性断裂, 断口上分布着等轴韧窝且尺寸大, 韧窝深度深且分布不均匀, 表现出良好的塑性. 这是因为随着 Nb 含量的增加, Nb/V 复合碳氮化物在拉伸过程中与基体相互作用, 使得断口纤维区的韧窝尺寸和深度先增大后减小^[28-29].

试验钢筋韧窝断口的形成与钢中夹杂物及第二相有关. 在外加应力的作用下, 第二相的存在引起周围基体的应力高度集中, 从而使周围基体与第二相及夹杂物分离, 形成了显微孔洞. 随着应力的增加, 显微孔洞不断增大、相互吞并, 直接导致材料断裂, 在断口上形成许多孔坑, 韧窝中心往往残留着引起开裂的第二相或夹杂物^[30]. 由图 7 还可见: 3 种试验钢筋的韧窝断口存在少量的第二相粒子, 由于加入 Nb、V 微合金元素, 其析出相或夹杂颗粒与基体界面结合力减弱, 使钢筋中孔洞萌生, 最后导致断裂, 形成韧窝. 韧窝的大小和深度取决于第二相析出相质点或夹杂物的变形量、数量、大小和分布^[31]. 3 种试验钢筋的韧窝分布不均匀的原因是: 在拉伸变形过程中, 第二相粒子不断形成, 分布在基体上, 从而使细小的第二相粒子与周围基体分离, 形成大小不一致的显微孔洞, 导致基体不同部位的韧窝尺寸大小相差很大^[32].

2.5 力学性能分析

试验钢筋的应力-应变曲线如图 8 所示. 表 3 为试验钢筋的力学性能. 由图 8 和表 3 可以看出: 试验钢筋的力学性能与其显微组织有关, 各力学性能指

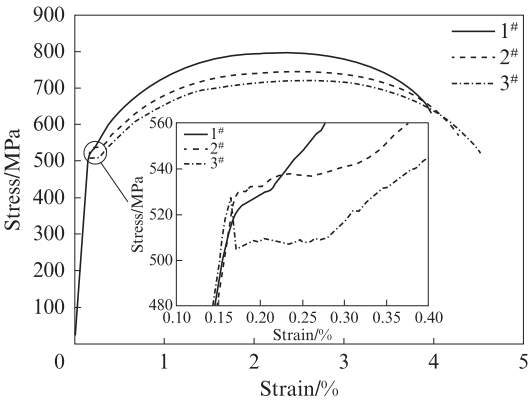


图 8 试验钢筋的应力-应变曲线
Fig. 8 Stress-strain curves of experimental steel rebars

表 3 试验钢筋的力学性能

Table 3 Mechanical properties of experimental steel rebars

No.	R_{el}/MPa	R_m/MPa	R_m/R_{el}	$A/\%$	$A_{gt}/\%$
1#	507	718	1.42	23.6	12.3
2#	523	744	1.41	22.0	12.0
3#	525	795	1.51	21.6	11.5

Note: R_m —Tensile strength; R_{el} —Yield strength; A —Elongation after fracture; A_{gt} —Maximum force total elongation.

标均达到国标要求; 随着 Nb 含量的增加, 试验钢筋的抗拉强度和屈服强度增加, 断后伸长率和最大力总延伸率降低, 其中 3# 试验钢筋的抗拉强度和屈服强度最大, 分别为 795、525 MPa, 其断后伸长率较 1# 和 2# 试验钢筋小, 为 21.6%. 由于铁素体是软相, 珠光体是硬相, 随着 Nb 含量的增加, Nb/V 复合碳氮化物在奥氏体晶界进一步析出, 钉扎在奥氏体晶界上, 阻碍

了奥氏体晶粒长大,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变过程中,铁素体晶粒和珠光体片层间距得以细化,在拉伸过程中铁素体先承担大量的变形,最后转移到细小的珠光体上,进一步阻碍变形^[12,16-17],使得3[#]试验钢筋的强度增加.由于1[#]试验钢筋所含Nb较低,Nb/V复合碳氮化物在奥氏体晶界析出较少,奥氏体晶粒异常长大,在相变过程中转变为晶粒较大的铁素体和珠光体,拉伸过程中铁素体和珠光体容易变形,因此1[#]试验钢筋的强度低、塑性好.试验钢筋的力学性能还取决于珠光体的片层间距,随着Nb含量的增加,试验钢筋中珠光体的片层间距减小,其强度逐渐增大.由于珠光体在外力拉伸时,塑性变形在铁素体内进行,渗碳体片层阻碍位错的滑移,滑移的最大距离等于片层间距^[33],加上3[#]试验钢筋中出现少量贝氏体,且贝氏体板条间存在细小的针状铁素体,位错密度高^[33],因此3[#]试验钢筋的抗拉强度最大.由此可见,钢筋中含有一定的铁素体和珠光体,加上少量的贝氏体,三相组织协同作用,能够使钢筋的强度得以提高.

3 结论

(1)1[#]和2[#]试验钢筋的显微组织为铁素体和珠光体.3[#]试验钢筋的显微组织为铁素体、珠光体和少量贝氏体.随着Nb含量的增加,试验钢筋中铁素体晶粒尺寸减小、珠光体片层间距细化.

(2)3[#]试验钢筋的主要析出物为(Nb, V) (C, N),呈圆形,平均粒径为10 nm,在铁素体晶界和珠光体片层间析出.

(3)3种试验钢筋的拉伸断口均为韧性断裂,断口上分布着等轴韧窝.随着Nb含量的增加,韧窝尺寸和深度先增后减.3种试验钢筋的韧窝尺寸大、深度深、大小不均匀,表现出良好的塑性.

(4)随着Nb含量的增加,试验钢筋的抗拉强度和屈服强度有所增加,但其断后伸长率有所降低,3[#]试验钢筋的抗拉强度和屈服强度最大,分别为795、525 MPa,其断后伸长率较1[#]和2[#]试验钢筋小,为21.6%.

参考文献:

- [1] 杨雨晴,王庆娟,杜忠泽,等.高强抗震钢筋的研究现状[J].材料导报,2015,29(10):101-104.
YANG Yuqing, WANG Qingjuan, DU Zhongze, et al. Research status of high strength seismic steel bars[J]. Materials Reports, 2015, 29(10):101-104. (in Chinese)
- [2] 杨才福.高强度建筑钢筋的最新技术进展[J].钢铁,2010,45(11):1-11.
- [3] 于孟山,盛光敏,詹苏宇.抗震钢筋研究现状[J].材料导报,2010,24(15):454-458.
YU Mengshan, SHENG Guangmin, ZHAN Suyu. Research status of seismic reinforcement[J]. Materials Reports, 2010, 24(15):454-458. (in Chinese)
- [4] 马亚飞,王强,王磊,等.不同缺口类型钢筋力学性能试验及数值分析[J].建筑材料学报,2019,22(2):245-253.
MA Yafei, WANG Qiang, WANG Lei, et al. Experimental and numerical analysis of mechanical properties of different notch types of rebars[J]. Journal of Building Materials, 2019, 22(2):245-253. (in Chinese)
- [5] 张昉,金伟良,张军,等.基于连续介质损伤力学的抗蚀钢筋高周疲劳寿命与损伤分析[J].建筑材料学报,2021,24(2):405-411,426.
ZHANG Fang, JIN Weiliang, ZHANG Jun, et al. High-cycle fatigue life and damage analysis of pit-corroded rebars based on continuum damage mechanics[J]. Journal of Building Materials, 2021, 24(2):405-411,426. (in Chinese)
- [6] CAPRIL S, SALVATORE W. Cyclic behaviour of uncorroded and corroded steel reinforcing bars[J]. Construct Build Mater, 2015, 76:168-186.
- [7] 詹苏宇.微合金化和轧后余热处理钢筋的抗震性能要求[D].重庆:重庆大学,2010.
ZHAN Suyu. Seismic performance requirements of microalloyed and post rolling residual heat treatment reinforcement [D]. Chongqing:Chongqing University, 2010. (in Chinese)
- [8] NIKOLAOU J, GEORGE D. Impact toughness of reinforcing steels produced by (i) the tempcore process and (ii) microalloying with vanadium[J]. International Journal of Impact Engineering, 2005,31(8):1065-1080.
- [9] OLASOLO M, URANGA P, RODRIGUEZ-IBABE J M, et al. Effect of coiling temperature on microstructure and mechanical properties of a Nb-V microalloyed steel[J]. Materials Science Forum, 2010,638-642:3350-3355.
- [10] CESCHINI L, MARCONI A, MARTINI C, et al. Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: Effect of the cooling condition and corresponding microstructure[J]. Materials & Design, 2013,45(3):171-178.
- [11] 潘红波,汪杨,阎军,等. Nb含量及工艺对HRB600钢筋组织与性能的影响[J].建筑材料学报,2017,20(3):392-398.
PAN Hongbo, WANG Yang, YAN Jun, et al. The influence of Nb content and technology on the structure and properties of HRB600 rebars[J]. Journal of Building Materials, 2017, 20(3):392-398. (in Chinese)
- [12] 邓蕾,曹建春,周晓龙,等. Nb-V不同微合金化对高强钢筋拉伸断裂行为的影响[J].材料热处理学报,2013,34(6):61-66.
DENG Lei, CAO Jianchun, ZHOU Xiaolong, et al. Effect of Nb-V Microalloying on tensile fracture behavior of high strength steel bars[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013,34(6):61-66. (in Chinese)

- [13] PAUL S K, RANA P K, DAS D, et al. High and low cycle fatigue performance comparison between micro-alloyed and TMT rebar [J]. *Construction and Building Materials*, 2014, 54(3):170-179.
- [14] CADONI E, DOTTA M, FORNI D, et al. Mechanical behaviour of quenched and self-tempered reinforcing steel in tension under high strain rate[J]. *Materials & Design*, 2013, 49(8):657-666.
- [15] 孙莹, 赵彦君, 于庆波, 等. 余热处理钢筋的组织性能研究[J]. *热加工工艺*, 2013, 42(8):214-217.
SUN Ying, ZHAO Yanjun, YU Qingbo, et al. Study on microstructure and properties of waste heat treated steel[J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(8):214-217. (in Chinese)
- [16] 张正云. 铌微合金化高强度抗震钢筋的组织拉伸变形行为研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2017.
ZHANG Zhengyun. Study on microstructure and tensile deformation behavior of Nb microalloyed high strength seismic steel [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2017. (in Chinese)
- [17] 周煌, 刘铨霖, 曹建春, 等. 高强抗震钢筋原位拉伸的微观组织变形机理[J]. *钢铁研究学报*, 2018, 30(10):822-829.
ZHOU Huang, LIU Chenglin, CAO Jianchun, et al. Microstructure deformation mechanism of high-strength anti-seismic rebars under in-situ tension[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2018, 30(10):822-829. (in Chinese)
- [18] CHARLEUX M, POOLE W J, MILITZER M, et al. Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(7):1635-1647.
- [19] IZA-MENDIA A, ALTUNA M A, PEREDA B, et al. Precipitation of Nb in ferrite after austenite conditioning Part I: Microstructural characterization[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(9):4553-4570.
- [20] ALTUNA M A, IZA-MENDIA A, GUTIERREZ I. Precipitation of Nb in ferrite after austenite conditioning Part II: strengthening contribution in high-strength low-alloy (HSLA) steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(12):4571-4586.
- [21] LU J, OMOTOSO O, WISKEL J B, et al. Strengthening mechanisms and their relative contributions to the yield strength of microalloyed steels [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(9):3043-3061.
- [22] 赵卫东. Nb微合金化高强度抗震钢筋轧制工艺研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2012.
ZHAO Weidong. Research on the rolling process of Nb microalloyed high-strength anti-seismic rebars [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2012. (in Chinese)
- [23] SHANMUGAM S, MISRA R D K, MANNERING T, et al. Impact toughness and microstructure relationship in niobium- and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 437(2):436-445.
- [24] 黎志英, 李长荣, 曾泽芸, 等. 不同冷却速度下 500 MPa 级抗震钢筋组织的演变规律[J]. *贵州大学学报(自然科学版)*, 2020, 37(5):61-66.
LI Zhiying, LI Changrong, ZENG Zeyun, et al. The microstructure evolution of 500 MPa anti-seismic rebars under different cooling rates[J]. *Journal of Guizhou University (Natural Science)*, 2020, 37(5):61-66. (in Chinese)
- [25] 李红英, 王法云, 曾翠婷, 等. 3Cr2Mo 钢 CCT 曲线的测定与分析[J]. *中南大学学报(自然科学版)*, 2011, 42(7):1928-1933.
LI Hongying, WANG Fayun, ZENG Cuiting, et al. Measurement and analysis of CCT curve of 3Cr2Mo steel[J]. *Journal of Central South University (Natural Science)*, 2011, 42(7):1928-1933. (in Chinese)
- [26] 吕长宝. 低碳钢中伪珠光体分析[J]. *钢铁*, 2015, 50(3):68-72.
LÜ Changbao. Analysis of pseudo pearlite in low carbon steel[J]. *Iron and Steel*, 2015, 50(3):68-72. (in Chinese)
- [27] 王立军, 蔡庆伍, 余伟, 等. 低碳低合金钢的连续冷却相变组织特征及其形成机制[J]. *材料工程*, 2010(8):29-33.
WANG Lijun, CAI Qingwu, YU Wei, et al. Continuous cooling transformation microstructure characteristics and formation mechanism of low-carbon low-alloy steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2010(8):29-33. (in Chinese)
- [28] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2005: 146-147.
ZHONG Qunpeng, ZHAO Zihua. *Fractography* [M]. Beijing: Higher Education Press, 2005:146-147. (in Chinese)
- [29] 姜锡山, 赵晗. 钢铁显微断口速查手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2010:7-21.
JIANG Xishan, ZHAO Han. *Quick reference manual for iron and steel micro-fractures* [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 2010:7-21. (in Chinese)
- [30] 郭立伟, 朱艳, 戴鸿滨. 现代材料分析测试方法[M]. 北京: 北京大学出版社, 2014:185-200.
GUO Liwei, ZHU Yan, DAI Hongbing. *Modern material analysis and testing methods* [M]. Beijing: Peking University Press, 2014:185-200. (in Chinese)
- [31] 航空航天工业部航空装备失效分析中心. 金属材料断口分析及图谱[M]. 北京: 科学出版社, 1991:55-72.
Center for Failure Analysis of Aviation Equipment, Ministry of Aeronautics and Astronautics. *Fracture analysis and atlas of metal materials* [M]. Beijing: Science Press, 1991:55-72. (in Chinese)
- [32] 廖璐, 周张健, 李明. 14CrODS 铁素体钢的制备及其拉伸性能[J]. *材料工程*, 2012(4):42-51.
LIAO Lu, ZHOU Zhangjian, LI Ming. Preparation and tensile properties of 14CrODS ferritic steel [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2012(4):42-51. (in Chinese)
- [33] 崔忠圻, 覃耀春. 金属学与热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007:258-262.
CUI Zhongqi, QIN Yaohun. *Metal science and heat treatment* [M]. Beijing: China Machinery Industry Press, 2007:258-262. (in Chinese)