

文章编号:1000-582X(2011)11-056-09

钒氮微合金化控冷工艺开发 HRB500E 抗震钢筋

陈伟^{1,2}, 施哲¹, 赵宇²

(1. 昆明理工大学 冶金与能源工程学院, 云南 昆明 650093; 2. 武钢集团昆明钢铁股份有限公司
技术中心, 云南 昆明 650302)

摘要:为降低 HRB500E 抗震钢筋生产成本,更好地促进其生产及推广应用,国内某钢厂采用钒氮微合金化控冷工艺试制 HRB500E 抗震钢筋。采用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜、X 射线衍射仪、闪光焊接、材料试验机及力学性能测试,对该工艺析出强化和晶粒细化强化机理及效果,控冷终止温度和钢筋力学性能匹配关系,钢筋金相组织、焊接、时效及高应变低周疲劳性能进行了研究分析。结果表明:钢中加入适量钒氮合金, V(CN) 析出量占总钒量的 66.67%,微合金析出强化效果明显;控冷后终止温度控制在 680~710 °C,钢筋强度具有 25 MPa 以上富余量,强屈比 ($R_{m实}/R_{eL实}$) > 1.26, 均匀伸长率 (A_{gt}) \geq 11.5%, 细晶强化和抗震性能较好;钢筋具有低应变时效性、良好的焊接及高应变低周疲劳性能;生产成本与钒氮微合金化热轧工艺相比降低 82 元/t,经济效益显著。

关键词:钒氮微合金化;控冷;HRB500E;V(CN);控冷终止温度

中图分类号: TG306

文献标志码: A

Development of HRB500E seismic grade rebars by using VN microalloyed and controlled cooling process

CHEN Wei^{1,2}, SHI Zhe¹, ZHAO Yu²

(1. Faculty of Metallurgy and Energy Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming, Yunnan 650093, P. R. China; 2. Technology Center of WuKun Steel Co. Ltd., Kunming, Yunnan 650302, P. R. China)

Abstract: In order to reduce the production cost of HRB500E seismic grade rebars, promote its production and application, HRB500E seismic grade rebars are developed by using VN microalloyed and controlled cooling process in domestic steel plant. The mechanism and effect of precipitation strengthening and fine-grain strengthening, the relationship between termination temperature after controlled cooling and mechanical properties of rebars, microstructure, welding and aging properties, high-strain and low-cycle fatigue properties for rebars are researched by using metallographic microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy, X-ray diffraction apparatus, flash-butt welding, materials testing machine and mechanical properties testing. The results show that V(C,N) precipitation amount accounts for 66.67% of the total amount of vanadium by adding VN alloy in liquid steel, effect of microalloy precipitation strengthening is remarkable; when termination temperature after controlled cooling

收稿日期:2011-06-11

基金项目:云南省科技计划资助项目(2009BA008)

作者简介:陈伟(1973-),男,高级工程师,博士研究生,主要从事钢铁冶金新工艺及新产品研发。

施哲(联系人),男,昆明理工大学教授,博士生导师,(E-mail) zheshi5757@sina.com。

is controlled at 680~710 °C, the amount of strength surplus for rebars is more than 25 MPa, R_m/R_{el} ratio is greater than 1.26, uniform elongation (A_{gt}) is more than or equal to 11.5%, good effect of fine grain strengthening and seismic performance are obtained; rebars have some good features such as low strain aging, good welding performance, high-strain and low-cycle fatigue properties; compared with VN microalloyed and hot-rolled process, the production cost is reduced by RMB 82 Yuan/t, and economic benefit is obvious.

Key words: VN microalloyed; controlled cooling; HRB500E; V (CN); termination temperature after controlled cooling

建筑物的抗震性能历来是建筑设计中的重要内容,中国汶川、玉树地震以及海地、智利等地震发生后,建筑物的抗震性能进一步引起了社会各界的广泛关注。为提高建筑物的安全性,国外建筑行业普遍采用焊接性能好、强度高的抗震钢筋,如欧美、澳大利亚、新西兰等国家主要使用 400 MPa、500 MPa 级别高强度抗震钢筋。与普通钢筋相比,抗震钢筋以屈服强度(R_{el})、抗拉强度(R_m)与强屈比($R_{m实}/R_{el实}$)、均匀伸长率(A_{gt})进行衡量,要求具有较高且稳定的屈服强度和良好的延性(采用均匀伸长率及强屈比表征)、高应变低周疲劳性能。中国 GB1499.2—2007 规定,抗震钢筋与普通钢筋相比,增加了强屈比、屈屈比、最大力总伸长率(均匀伸长率)3 项质量特征值,即: $R_{m实}/R_{el实} \geq 1.25$, $R_{el实}/R_{el标} \leq 1.30$, $A_{gt} \geq 9\%$ 。抗震钢筋良好的强度和塑韧性,使钢筋从变形到断裂的时间间隔变长,有效地实现了“建筑结构发生变形到倒塌时间间隔尽可能延长”、“牺牲局部保整体”的抗震设计目的。相比 335 MPa 级别钢筋,500 MPa 抗震钢筋具有强度高、安全储备量大、抗震性能好、钢材用量少、施工方便等优越性,更适用于高层、大跨度和抗震建筑结构,是一种更节约、更高效的新型建筑材料^[1]。为了适应建筑业飞速发展的需求、加快建筑用钢材的更新换代,近年来国家及地方相关部门相继出台了一系列文件促进 HRB500E 高强度抗震钢筋的研制和推广应用^[2]。

国内 HRB500E 抗震钢筋主要采用钒氮微合金化热轧工艺生产^[3,4],强度提高主要依靠微合金析出强化作用,该工艺钒氮合金加入量多,生产成本较高,挤占了企业的利润空间,不利于高强度抗震钢筋的生产和推广应用。为降低高强度抗震钢筋生产成本,近年来国内开始研究采用微合金化结合轧后快速冷却技术生产高强度抗震钢筋,充分利用和发挥微合金碳氮化物沉淀析出强化和控冷细晶强化作用,进一步提高钢的强度,改善其性能。王国栋^[5]介

绍了以超快速冷却为核心的新一代 TMCP 技术在钢材生产中的应用和由此导致钢材性能的提升。蒋艳菊^[6]研究了利用 20MnSiNb 钢轧后快速冷却工艺,使钢的屈服强度增加 50~100 MPa,即达到了 IV 级螺纹钢的强度水平。

2009 年国内某钢厂采用了钒微合金化控冷工艺试制 HRB500E 高强度抗震钢筋,充分利用和发挥微合金碳氮化物析出强化和控冷晶粒细化强化作用,进一步提高钢的强度。笔者采用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜、X 射线衍射仪、闪光焊接、材料试验机及力学性能测试,对该工艺微合金析出强化及控冷晶粒细化强化机理及效果、控冷终止温度与钢筋力学性能关系、钢筋金相组织、焊接、时效及高应变低周疲劳性能等进行了研究分析。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料成分设计

微合金化 HSLA 钢主要强化机制为析出强化和晶粒细化强化,相关文献介绍^[7],采用微合金化工艺生产的 HSLA 钢析出强化和晶粒细化强化占其强度贡献的 70% 以上。试验工艺采用钒微合金化控冷工艺生产 HRB500E 高强度钢筋,为保证析出强化效果充分发挥,炼钢采用了钒氮微合金化工艺;为更好地发挥晶粒细化强化作用,轧制采用了轧后快速冷却控冷工艺;通过充分发挥钒氮微合金化析出强化和控冷细晶强化综合作用,使钢的强度明显提高,同时保持较好的塑韧性。根据上述原则,试验钢成分设计分 2 部分考虑,一部分是常规元素含量,一部分是微合金 V 的含量。钢筋强度的提高和综合性能的改善主要通过控冷细晶强化和钒碳氮化物沉淀析出强化综合作用来实现,钒氮合金加入重点在于对钢筋时效、焊接和抗震性能的改善。国内某钢厂制定的钒氮微合金和控冷工艺试制 HRB500E 抗震钢筋化学成分控制要求见表 1。

表 1 HRB500E 抗震钢筋化学成分控制要求

化学成分	C	Si	Mn	P	S	V
质量分数 / %	≤0.25	≤0.65	≤1.55	≤0.045	≤0.045	≤0.055

1.2 试验材料制备

试验材料以优质铁水、废钢为原料,经 50tLD 转炉吹炼后,加入复合脱氧剂、高碳锰铁、硅铁、钒氮合金等脱氧合金化材料,熔炼成钢水,出钢温度 1 675~1 695 °C;钢水经 R9 m 直弧型 5 机 5 流小方坯铸机浇铸成断面 150 mm×150 mm 小方坯,中包浇铸温度 1 525~1 540 °C;铸坯经蓄热式加热炉加热 50~60 min,加热温度控制为 1 100~1 140 °C;加热炉出钢后采用 18 机架的全连续式棒材轧机轧制,开轧温度为 1 040~1 080 °C,在速度为 0.7~1.3 m/s 的轧制条件下粗轧 6 个道次,轧制时间 50~75 s;之后在速度为 3.7~4.5 m/s 的轧制条件下中轧 6 个道次,轧制时间 60~80 s;最后在速度为 7.0~16.0 m/s 的轧制条件下精轧 2~6 个道次,轧制时间 55~75 s;终轧温度控制为 950~1 000 °C;终轧后采用快速冷却控冷工艺,冷却水量为 200~250 m³/h,控冷后终止温度(上冷床温度)大于 680 °C,其温度控制在马氏体、贝氏体温度以上^[8,9],之后置于空气中自然空冷至室温,即获得 HRB500E 高强度抗震钢筋。试验材料取自上述工艺生产的 HRB500E 高强度抗震钢筋。

1.3 试验方法

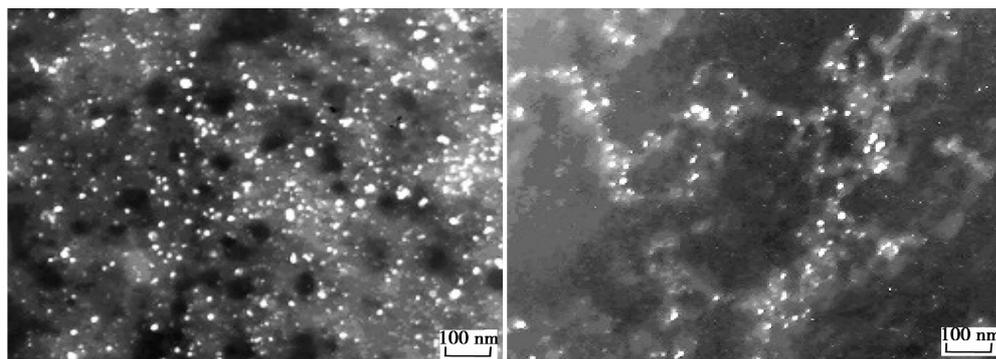
根据国家标准 GB/T 228—2002《金属材料室温拉伸试验方法》从钢筋上截取 400~450 mm 试样,采用 DLY-600 型 600 kN 万能拉力试验机进行拉伸试验;试样经研磨抛光、4% 硝酸酒精溶液进行腐蚀后,采用 Leica5000 型金相显微镜观测其显微组织,根据国家标准 GB/T 6394《金属平均晶粒度测定法》并采用 Leica5000 配带的分析软件测量铁素体晶粒级别及平均直径;在金相试样上切取 0.2 mm 的薄

片,采用电解萃取分离法,通过 S-4300 型扫描电镜及附带的能谱仪、JEM-200FX 型透射电镜、JEM-2010F 型场发射高分辨透射电镜、X 射线衍射仪分析了钢中 V 的析出相,采用电解萃取定量分析法对析出物进行了定量分析;从钢筋上截取试样制成尺寸为 $\phi 6$ mm×100 mm(长度)的试件,采用 TC-436 氮氧分析仪对其 N 含量进行了测定;采用 UN-100 型手动杠杆式对焊机进行闪光焊接试验,试样长度为 400 mm;采用 Instron Model 1342 液压伺服材料试验机进行高应变低周疲劳试验,采用 12.5 mm 的轴向引伸计控制总应变范围 $\Delta\epsilon_t$ 恒定,分别取为 2%、3%、4% 和 5%,通过模拟数字转换器并用计算机自动采集数据(应变响应),采样频率为每周 100 个点,试验在常温下进行,循环波型为正弦波,加载频率为 0.2~0.4 Hz。

2 试验结果与分析

2.1 微合金析出强化效果分析

采用微合金化控冷工艺生产 HRB500E 高强度抗震钢筋,强度的提高主要通过第二相析出强化和控冷细晶强化综合作用来实现。试验过程中采用透射电镜、X 射线衍射仪观察了钒氮微合金化控冷工艺(a)和钒铁微合金化控冷工艺(b)生产的 20 mm HRB500E 钢筋中 V 的析出相及形貌(见图 1),其化学成分控制为:试样 a: $w(\text{C}) = 0.20\%$, $w(\text{Si}) = 0.49\%$, $w(\text{Mn}) = 1.41\%$, $w(\text{P}) = 0.032\%$, $w(\text{V}) = 0.047\%$, $w(\text{N}) = 0.0102\%$, 余量为 Fe; 试样 b: $w(\text{C}) = 0.21\%$, $w(\text{Si}) = 0.51\%$, $w(\text{Mn}) = 1.39\%$, $w(\text{P}) = 0.028\%$, $w(\text{S}) = 0.032\%$, $w(\text{V}) = 0.068\%$, $w(\text{N}) = 0.0047\%$, 余量为 Fe。从图 1 可以看出,试样 a, b 基体中有大量弥散细小的第二相析出,工艺试样 a 析出相数量明显高于工艺试样 b。对试样 a, b 析出相进行 SEM、能谱及 TEM 衍射斑标定,确认析出相为钒的碳氮化物,如图 2 所示。



(a) 钒氮微合金化控冷工艺

(b) 钒铁微合金化控冷工艺

图 1 HRB500E 试验钢中析出相 TEM 形貌

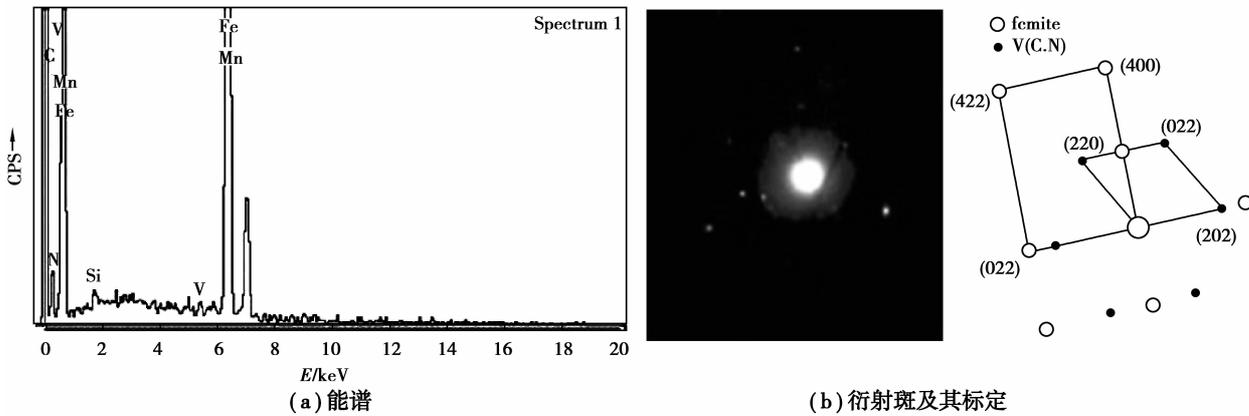


图 2 HRB500E 试验钢中析出相能谱、衍射斑及其标定

从析出相分布位置及尺寸来看, V(CN)大部分在铁素体基体和晶界上析出,少量在晶内位错线上析出,尺寸为 10~30 nm。采用电解萃取定量分析法对析出物进行了定量分析(见表 2),从中可以看出,采用钒氮微合金化控冷工艺生产 HRB500E,钒的析出量占钢中总钒含量的 70%,其中 V(CN)析出量占总钒量的 66.67%,而 VC 形式析出量很少,只占总钒量的 4.44%左右;固溶 V 存在的比例为 28.89%。

从表 2 可以看出,钢中加入钒氮合金后,N 含量明显增加,改变了钒在相间的分布,促进了钒从固溶状态向 V(CN)析出相的转移,V(CN)大量形成和析

出,固溶 V 析出量大幅减少,进一步增加了奥氏体稳定性,降低了相变温度,大量细小弥散的 V(CN)析出相使钢的强化效果明显改善^[10,11]。此外,大量 V(CN)的高温析出,还具有一定的晶粒细化作用,其晶粒细化作用主要体现在两方面:①钢中氮含量的增加促进了碳氮化钒 A-F 相界面的析出,有效地阻止了铁素体晶粒长大,起到了细化铁素体晶粒的作用;②高氮钒钢筋中,V(CN)的大量析出,该质点可作为铁素体形核的质点,促进晶体内铁素体的形成^[12-13]。加入钒氮合金的 HRB500E 钢筋中 V(CN)的析出量占总钒含量的 65%以上,说明钢中 N 的加入大大促进了 V 的析出。

表 2 HRB500E 抗震钢筋中钒的析出物定量分析结果

控冷工艺	试样数 /个	$\omega(V)$ /%	$\omega(N)$ /%	VC 析出相		V(CN)析出相		固溶 V	
				质量分数/%	比例/%	质量分数/%	比例/%	质量分数/%	比例/%
钒氮 微合金化	13	0.046	0.010 3	0.002	4.44	0.030	66.67	0.013	28.89
钒铁 微合金化	8	0.067	0.005 1	0.001	1.47	0.024	35.29	0.043	63.23

表 3 为在相同控冷工艺条件下分别采用钒铁、钒氮合金生产 HRB500E 钢筋力学性能对比情况,从中可以看出,在钢中 C、Si、Mn 含量基本一致的情况下,钒氮微合金控冷工艺在钢中 V 含量明显低于钒铁微合金控冷工艺、钢中 N 含量明显高于钒铁微合金控冷工艺条件下,钒氮微合金控冷工艺比钒铁微合金控冷工艺具有更好的强化效果和细化晶粒作用,钒氮微合金化控冷工艺所生产 HRB500E 钢筋强度具有 25 MPa 以上富余量,强屈比 >1.26,屈屈比 ≤1.30,均匀伸长率 $A_{gt} \geq 11.5\%$,钢筋具有较好的抗震性能。采用钒氮微合金化工艺生产时,钢中氮含量的增加促进了 V(CN)大量形成和析出,使钢

筋强化效果明显改善并产生较好的晶粒细化作用,强度提高的同时仍然保持较好的塑韧性。

2.2 控冷细晶强化及钢筋金相组织分析

试制过程中,在钒氮微合金化工艺成分基本一致情况下,分别对采用热轧工艺和轧后快速控冷工艺生产的高强度钢筋力学性能及晶粒度进行了对比(见表 4)。从中可以看出,控冷工艺钢筋达到 GB1499.2—2007 规定的 HRB500E 抗震钢筋要求,热轧工艺钢筋达到 HRB400E 抗震钢筋要求;2 种工艺生产的钢筋基体组织均为 P+F,组织均匀;控冷工艺钢筋晶粒度达 11.5 级,热轧工艺为 10.0 级;控冷工艺钢筋强度明显高于热轧工艺,塑韧性基本一

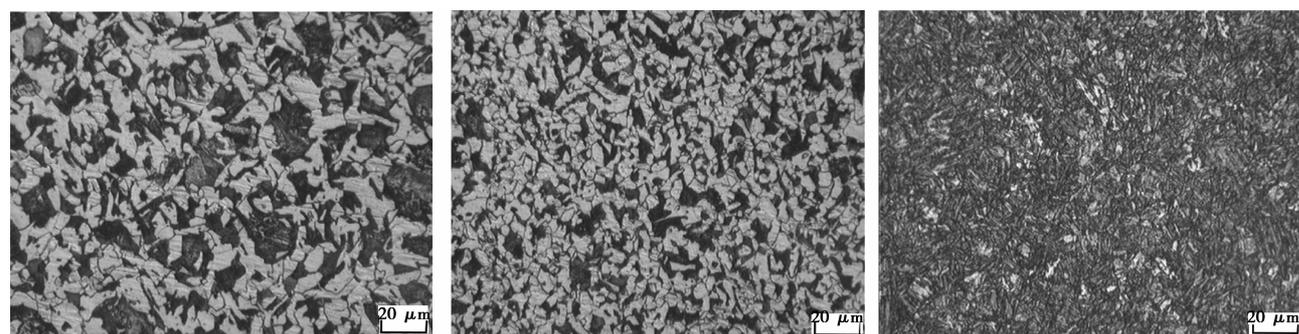
致;由此可见,采用控冷工艺后,细晶强化作用得到了充分发挥。

表 3 相同控冷工艺下钒铁、钒氮微合金化生产 HRB500E 钢筋力学性能对比

工艺	统计炉数	规格/mm	数值	化学成分(质量分数)/%					力学性能						晶粒度/级
				C	Si	Mn	V	N	R_{eL}	R_m	$R_{m实}$	$R_{eL实}$	A_{gt}	A	
									/MPa	/MPa	/ $R_{eL实}$	/ R_{eL}	/%	/%	
钒铁微合金控冷	5	20	最小	0.21	0.43	1.34	0.065	0.004 6	508	662	1.24	1.02	11.5	21.0	10.5
			最大	0.25	0.52	1.46	0.075	0.005 6	536	685	1.32	1.07	16.5	28.0	
			平均	0.22	0.47	1.40	0.068	0.005 0	523	673	1.27	1.05	13.5	25.5	
钒氮微合金控冷	9	20	最小	0.20	0.42	1.33	0.039	0.009 6	526	685	1.26	1.05	11.5	21.5	11.0
			最大	0.25	0.53	1.45	0.051	0.010 9	559	714	1.33	1.12	17.0	30.5	
			平均	0.22	0.48	1.39	0.045	0.010 4	542	694	1.29	1.08	14.0	26.1	

表 4 相同微合金化工艺、不同轧制工艺生产高强度钢筋力学性能及晶粒度对比

工艺	统计炉数	规格/mm	数值	化学成分(质量分数)/%					力学性能						基体组织	F 晶粒度/级
				C	Si	Mn	V	N	R_{eL}	R_m	$R_{m实}$	$R_{eL实}$	A_{gt}	A		
									/MPa	/MPa	/ $R_{eL实}$	/ R_{eL}	/%	/%		
钒氮微合金化控冷工艺	6	18	最小	0.20	0.42	1.33	0.039	0.009 2	528	678	1.27	1.06	12.5	22.0	P+F, 组织均匀	11.5
			最大	0.25	0.53	1.45	0.051	0.010 6	557	706	1.34	1.11	17.5	29.0		
			平均	0.22	0.48	1.39	0.045	0.010 0	541	693	1.29	1.08	14.5	26.3		
钒氮微合金化热轧工艺	7	18	最小	0.19	0.43	1.29	0.038	0.009 1	438	607	1.32	1.10	13.0	22.5	P+F, 组织均匀	10.0
			最大	0.24	0.54	1.46	0.052	0.010 7	485	641	1.38	1.21	18.0	31.5		
			平均	0.22	0.49	1.38	0.044	0.010 1	462	623	1.34	1.13	15.2	26.8		



(a) 芯部

(b) 过渡层

(c) 边部

图 3 VN 微合金化控冷工艺生产的 HRB500E 抗震钢筋金相显微组织

钒氮微合金控冷工艺生产的 $\phi 18$ mm HRB500E 高强度钢筋金相显微组织如图 3 所示,从中可以看出,边部组织为索氏体,淬硬层深度为 0.90~1.05 mm;过渡层为铁素体+珠光体;芯部组织为细小等轴状的铁素体+珠光体,铁素体晶粒呈弥散分布,组织均匀,无聚集长大现象。从铁素体晶粒度来看,芯部的铁素体晶粒度为 11.0 级,晶粒尺寸为 $7.1 \mu\text{m}$,过渡层铁素体晶粒度为 11.5 级,晶粒

尺寸为 $5.9 \mu\text{m}$,控冷晶粒细化效果明显,有利于改善综合性能。终轧后采用快速冷却工艺改变了相变前奥氏体的组织,温度降低减小相变前奥氏体的晶粒尺寸,在形变奥氏体中形成较多的形变带,增加了奥氏体向铁素体转变时铁素体晶粒的形核位置及形核速率^[14-16]。随着变形温度的降低, A_{r3} 点升高,降低了奥氏体的稳定性,当 A_{r3} 与变形温度重合时发生诱导铁素体相变,从而细化了铁素体晶粒,使转变后

的铁素体含量增加,组织中存在大量细小等轴状的铁素体,不但提高了材料的强度,而且具有良好的韧性。

2.3 控冷终止温度与钢筋力学性能的关系

控冷工艺生产 HRB500EE 高强度抗震钢筋强度提高除微合金碳氮化物沉淀强化作用外,控冷工艺细晶强化作用也尤为重要。试制过程中,对控冷终止温度($T_{控}$)与钢筋强度(R)及抗震指标(R_m/R_{eL})关系进行了统计分析(见图 4)。

从图 4 可以看出,钢筋强度随控冷后终止温度的提高而明显降低。当控冷后终止温度低于 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 时,温度对强度的影响尤为突出,温度低于 $610\text{ }^\circ\text{C}$ 时,钢筋出现了屈服不明显的现象。因此,控冷终止温度不宜控制过低。从中还可以看出,随着控冷后终止温度的提高,钢筋抗震性能指标强屈比呈上升趋势,塑韧性指标明显改善。当控冷后终止温度大于 $680\text{ }^\circ\text{C}$ 时,钢筋强屈比大于 1.25,满足抗震要求;由此可以看出,为了提高强屈比,满足抗震性能要求,应适当提高控冷后终止温度。

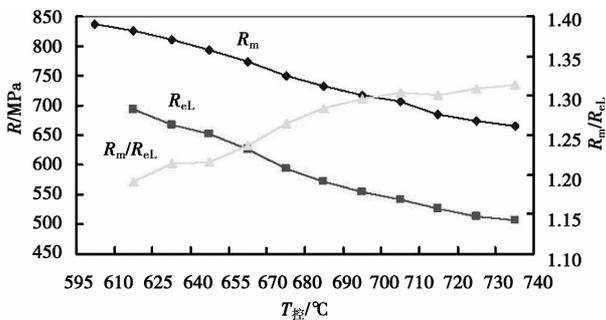


图 4 HRB500E 抗震钢筋控冷终止温度与强度之间的关系

为了找出满足力学性能和抗震性能的合理控冷终止温度,对控冷终止温度与屈服强度、抗拉强度的关系进行了回归分析。通过回归分析,得到如下方程:

$$R_{eL}(\text{MPa}) = 1\ 307.24 - 1.07 \times T_{控}, R = 0.96, \quad (1)$$

$$R_m(\text{MPa}) = 1\ 321.49 - 0.86 \times T_{控}, R = 0.93. \quad (2)$$

根据回归方程,确定满足力学和抗震性能要求的合理控冷终止温度范围为 $680\sim 710\text{ }^\circ\text{C}$ 。

2.4 焊接性能试验研究

对钒氮微合金化控冷工艺生产的 $\phi 22\text{ mm}$ HRB500E 高强度抗震钢筋焊接性能进行了试验研究,采用目前建筑施工中最常用的闪光对焊,钢筋焊接样剖面宏观示意图 5,焊件组织由焊缝、热影响

粗晶区、热影响细晶区、混晶区及母材组成。焊接试验结果表明:

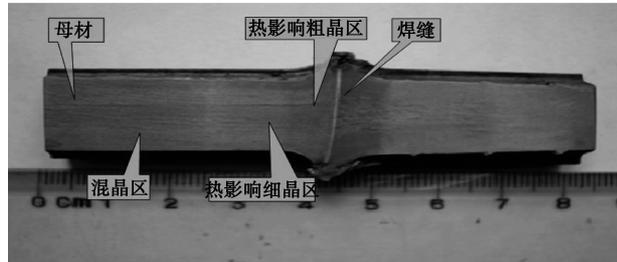


图 5 HRB500E($\phi 22\text{ mm}$)钢筋焊接样剖面宏观示意

1)焊接以后,再进行拉伸试验,强度基本不变(如表 5 所示),钒氮微合金的加入有利于焊接性能的改善。

表 5 HRB500E($\phi 22\text{ mm}$)钢筋焊接性能试验

编号	R_{eL}/MPa		R_m/MPa		断裂位置 (距焊缝)/mm
	母材	焊件	母材	焊件	
1	555	553	716	719	21
2	562	564	728	731	23
3	553	561	721	719	19
4	546	550	709	708	24
5	543	548	705	706	26
6	568	572	726	725	21
7	555	559	716	724	22
8	539	539	698	705	24
9	549	549	705	705	24
10	537	541	685	689	21
平均	551	554	711	713	22.5

2)试样拉伸断口均在远离焊接接头熔合区及热影响区的母材上,均为延性断口。

3)从金相显微组织上看(见图 6),钢筋母材芯部组织为铁素体+珠光体,闪光对焊后焊缝芯部组织为铁素体+珠光体+贝氏体,接头部位的强度高于母材,同时韧性并没有明显降低,试件拉伸和弯曲试验合格。造成焊接接头强度略高于母材的主要原因是:在焊接热循环作用下,焊件的温度从焊缝到母材逐渐降低^[17],焊接接头焊缝、热影响粗晶区、热影响细晶区经历了奥氏体化后再结晶;焊接接头处较高的奥氏体化温度使其产生一定数量的块状先共析铁素体,形成铁素体+珠光体+贝氏体的显微组织,

粒状贝氏体强化相使其 HV5 较高,导致其强度有所提高;远离焊缝的热影响粗晶区珠光体+铁素体量增多,贝氏体量减少,HV5 有所降低;过渡到热影响细晶区及母材,组织为铁素体+珠光体组织,HV5

逐渐降低,导致其强度略有下降。

试验结果表明,采用闪光对焊完全能满足使用要求。

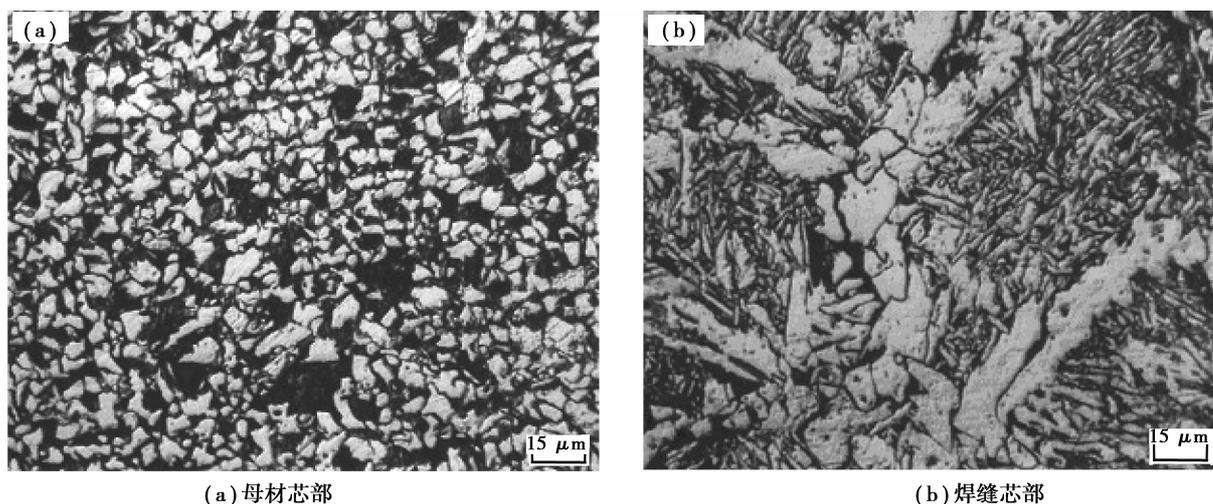


图 6 HRB500($\phi 22$ mm)钢筋焊接样金相显微组织

2.5 时效性能试验研究

钒氮微合金化控冷工艺生产的 HRB500E 高强度抗震钢筋自然时效(t_A)后力学性能变化情况如图 7 所示。

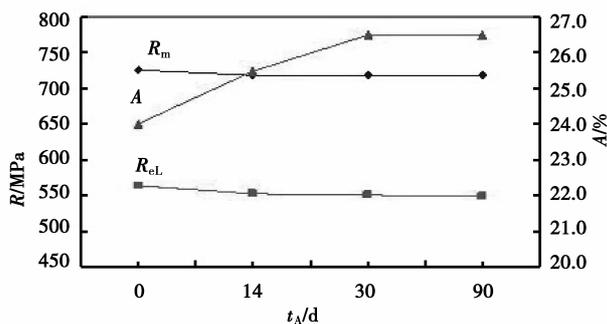


图 7 钒氮微合金化控冷工艺生产 HRB500E 钢筋自然时效后钢筋力学性能变化情况

从中可以看出,钢筋自然时效 14 d 后 R_{eL} 下降 10 MPa,30 d 后下降 13 MPa,30 d 后 R_{eL} 变化平缓,90 d 后下降 14 MPa;自然时效 14 d 后 R_m 下降 7 MPa,30 d 后变化平缓,90 d 下降 8 MPa;自然时效 90 d 后断后伸长率平均上升 2.5%。自然放置过程中钢筋内部的残余应力得到进一步释放,内部点阵畸变程度下降导致钢筋自然时效后强度有所下降^[18]。对试验钢而言,钢中氮含量(质量分数)为 0.010 4%,V 含量(质量分数)为 0.045%,V 含量略有过剩既抑制了 N 引起的时效性,又有利于 V(C,

N)析出相强化效果的充分发挥,因此钢筋具有较好的低应变时效性。时效后的钢筋强屈比和屈屈比更趋于合理,有利于抗震性能的改善。

2.6 高应变低周疲劳性能及高低温拉伸试验研究

采用液压伺服材料试验机对钒氮微合金化控冷工艺生产的 HRB500E 抗震钢筋进行了高应变低周疲劳试验,其应变控制模式下($\Delta\epsilon_1 = 4\%$)的应力-应变滞后环如图 8 所示,从中可以看出,曲线封闭、光滑,说明应该控制过程良好。根据应力-应变滞后环得到应力响应特征曲线(应力幅值与循环周次的关系曲线)见图 9,从中可以看出,在应变恒定的条件下,应力幅值基本保持不变,钢筋属于循环稳定材料。上述分析表明,钒氮微合金化控冷工艺生产的 HRB500E 抗震钢筋具有较好的高应变低周疲劳性能。采用 600 kN 万能拉力试验机对控冷工艺生产的 HRB500E 抗震钢筋进行了 6 个试样的高低温拉伸性能试验,试验结果见表 6。据相关文献介绍^[19],普通钢材在 600 °C 时屈服强度是室温(20 °C)的 0.269 倍,国内某钢厂采用 VN 微合金化控轧控冷工艺生产的 HRB500E 抗震钢筋在 600 °C 高温时屈服强度为 245 MPa,是室温屈服强度的 0.439 倍,比普通钢材有了较大幅度提高;铁素体中大量细小弥散的 V(CN)析出物具有良好的高温稳定性,有利于提高钢材高温强度,从而使 HRB500E 钢筋具有较好的抗火性能。

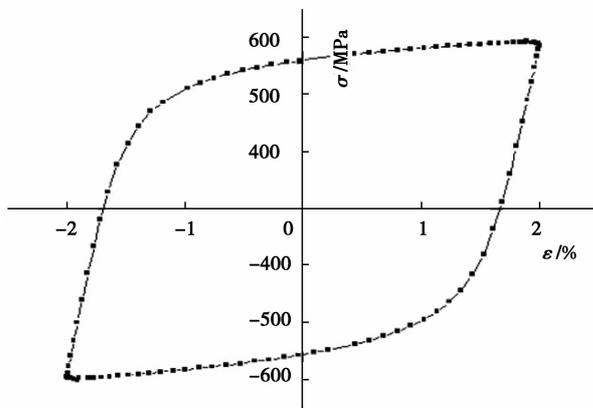


图 8 控冷工艺生产的 HRB500E 钢筋应力-应变滞后环 ($\Delta \epsilon_t = 4\%$)

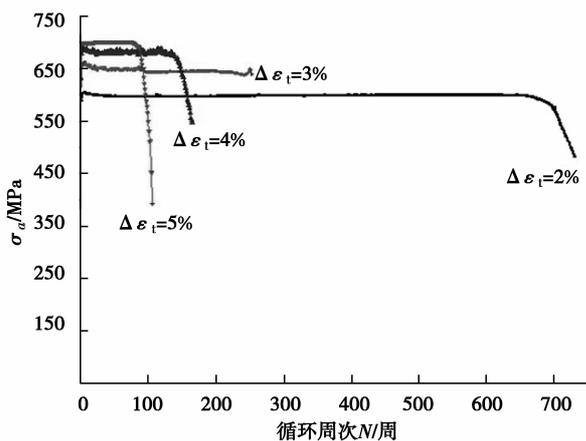


图 9 控冷工艺生产的 HRB500E 钢筋循环响应特征曲线

表 6 $\phi 25$ mm HRB500E 钢筋高低温拉伸性能试验结果

检验项目	常温 (25 °C)	高温 (600 °C)	低温 (-40 °C)
R_{eL}/MPa	558	245	624
R_m/MPa	716	316	816
$A/\%$	23.5	48.5	26.5

3 效益及应用分析

采用钒氮微合金化控冷工艺生产 HRB500E 抗震钢筋和 VN 微合金化热轧工艺相比,常规合金加入量基本不变,钒氮合金加入量由 1.18 kg/t 降至 0.55 kg/t,控冷轧制成本增加 8.5 元/t,按 2010 年 3 季度合金市场价测算,生产成本同比降低 80 元/t,经济效益显著。2010 年 3 季度,国内某钢厂采用该工艺生产 HRB500E 抗震钢筋 1.8 万 t,力学性能合格率 100%,抗震合格率 98.42%,生产成本和钒氮微

合金化热轧工艺相比降低 82 元/t。

采用钒氮微合金化控冷工艺成功开发出 HRB500E 高强度抗震钢筋,使其成本显著降低,有利于促进高强度钢筋的生产及推广应用。大量推广应用 HRB500E 高强度抗震钢筋,可减少建筑工程用钢量,由此减少矿石和煤炭开采量,减轻开采矿石和煤炭带来的环境污染、水土流失、土地荒漠化等生态问题,有利于保护生态平衡和实现可持续发展。

4 结论

1) 采用 VN 微合金化控冷工艺生产 HRB500E,充分发挥了析出强化和晶粒细化强化作用;加入适量的 VN 合金,促进细小弥散的 V(CN)大量形成,其析出量占总钒量的 66.67%,析出强化效果显著;控冷终止温度控制在 680~710 °C,钢筋强度具有 25 MPa 以上富余量,强屈比 ($R_{m实}/R_{eL实}$) > 1.26,均匀伸长率 (A_{gt}) $\geq 11.5\%$,细晶强化和抗震性能较好。

2) VN 微合金化控冷工艺生产的 HRB500E 高强度钢筋具有低应变时效性,良好的焊接及高应变低周疲劳性能。

3) VN 微合金化控冷工艺生产 HRB500E 高强度抗震钢筋和钒氮微合金化热轧工艺相比,生产成本降低 82 元/t,经济效益显著,有利于促进高强度钢筋生产及推广应用。

参考文献:

[1] 王厚昕,李正邦. 我国热轧钢筋的发展和现状[J]. 材料与冶金学报, 2005, 5(2):141-145.
WANG HOU-XIN, LI ZHEN-BANG. Status and development of hot ribbed bars in China[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2005, 5(2):141-145.

[2] 王信君. 高强钢筋的研究及使用现状[J]. 四川建筑, 2009, 29(3): 219-220.
WANG XIN-JUN. Research and application of high strength reinforced rebars[J]. Sichuan Architecture, 2009, 29(3): 219-220.

[3] 王学忠,刘佩明,穆国栋,等. HRB500 钢筋的研制与生产分析[J]. 山东冶金, 2005, 27(3): 20-22.
WANG XUE-ZHONG, LIU PEI-MING, MU GUO-DONG, et al. Development and production analysis of HRB500 reinforcing bar [J]. Shandong Metallurgy, 2005, 27(3): 20-22.

[4] 孟宪珩,白宗奇. HRB500 钢筋的研制[J]. 河北冶金, 2005(6):18-19.
MENG XIAN-HENG, BAI ZONG-QI. Development of HRB500 steel bars [J]. Hebei Metallurgy, 2005(6): 18-19.

- [5] 王国栋. 新一代 TMCP 的实践和工业应用举例[J]. 上海金属, 2008, 30(3): 1-5.
WANG GUO-DONG. Practice and industry applications for the new generation TMCP [J]. Shanghai Metals, 2008, 30(3): 1-5.
- [6] 蒋艳菊. 超快速冷却 HRB500IV 螺纹钢的生产[C]// 2007 年中国钢铁年会论文集. 北京: 冶金工业出版社: 732-738.
- [7] KORCHYNSKY M. A new role for microalloyed steels: adding economic value[EB/OL]. (2001-06-01) [2010-04-12] <http://www.docin.com/p-49328536.html>.
- [8] GÜNDÜZ S, COCHRANE R C. Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel[J]. Materials and Design, 2005, 26: 486-492.
- [9] 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 and Engineering, 2006, 437(A):436-445.
- [10] CHEN C Y, YEN H W, KAO F H, et al. Precipitation hardening of high-strength low-alloy steels by nanometer-sized carbides[J]. Materials Science and Engineering, 2009, 499(A):162-166.
- [11] YI H L, DU L X, WANG G D, et al. Development of Nb-V-Ti hot-rolled high strength steel with fine ferrite and precipitation strengthening[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2009, 16(4): 72-77.
- [12] HAMIDREZA N, RASSIZADEHGHANI J, ASGARI S. As-cast mechanical properties of vanadium/niobium microalloyed steels [J]. Materials Science and Engineering, 2008, 486(A):1-7.
- [13] 陈伟, 施哲, 赵宇. 氮化硅锰、钒氮合金生产 HRB500E 高强度抗震钢筋应用研究[J]. 热加工工艺, 2010, 39(4): 35-39.
CHEN WEI, SHI ZHE, ZHAO YU. Applied research of HRB500E high-strength earthquake-proof bars produced by VN alloy and MnSiN12 process [J]. Hot Working Technology, 2010, 39(4): 35-39.
- [14] MISRA R D K, WEATHERLY G C, HARTMAN J E, et al. Ultrahigh strength hot rolled microalloyed steels: microstructural aspects of development [J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(a): 1119-1129.
- [15] HONG S C, LEE K S. Influence of deformation induced ferrite transformation on grain refinement of dual phase steel[J]. Materials Science and Engineering, 2002, A323:148-159.
- [16] NIKOLAOU J, PAPADIMITRIOU G 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): 1065-1080.
- [17] COSTA J D M, FERREIRA J A M, ABREU L P M. Fatigue behaviour of butt welded joints in a high strength steel [J]. Procedia Engineering, 2010(2): 697-705.
- [18] 完卫国, 赵明琦. 热轧带肋钢筋时效后拉伸性能变化的研究 [J]. 理化检验-物理分册, 2005, 41(6): 275-279.
WAN WEI-GUO, ZHAO MING-QI. Research on the variations of tensile properties of hot rolled ribbed bar after aging [J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2005, 41(6): 275-279.
- [19] 陈伟, 施哲, 赵宇, 等. 钕微合金化和控冷工艺开发 HRB500 抗震钢筋 [J]. 材料热处理学报, 2010, 31(7): 82-87.
CHEN WEI, SHI ZHE, ZHAO YU, et al. Development of Nb microalloyed HRB500 anti-seismic ribbed bars produced by controlled cooling process[J]. Materials and Heat Treatment, 2010, 31(7): 82-87.

(编辑 王维朗)