

轧制比和 Nb 对 V-Ti 微合金非调质钢组织及性能的影响

谭利肖 波 郑力宁 陈少慧

(江苏沙钢集团淮钢特钢股份有限公司, 淮安 223002)

摘要 通过金相、扫描、透射电镜研究不同轧制比工艺下 V-Ti、Nb-V-Ti 两种微合金化非调质钢的微观组织及机械性能。结果显示: Nb-V-Ti 非调质钢轧制比大于 10 时, 冲击韧性值可以达到 50 J, 而 V-Ti 非调质钢的轧制比却需要大于 15 以上, 才能达到类似的冲击韧性值。从相同轧制比对比也可以发现, Nb-V-Ti 非调质钢的冲击性能明显优于 V-Ti 非调质钢, 这是因为 Nb 能够显著提高非调质钢的奥氏体粗化温度, 有效阻止奥氏体晶粒的快速长大, 细化非调质钢晶粒, 降低珠光体片层间距, 使渗碳体呈粒状或球状分布; 另外, Nb 能促进 V-Ti 非调质钢中细小含铌碳化物的弥散析出, 细化基体组织, 同时提高非调质钢的强度。因此, Nb-V-Ti 复合非调质钢经过未再结晶区变形后可获得均匀细小的铁素体-珠光体组织, 且在 900 °C 未再结晶区进行大轧制比变形能够有效改善 Nb-V-Ti 非调质钢的强韧性。

关键词 微合金非调质钢 铌 未再结晶区 大轧制比

Effect of Rolling Ratio and Niobium on Microstructures and Properties of V-Ti Microalloyed Non-Quenched-Tempered Steel

Tan Li, Xiao Bo, Zheng Lining and Chen Shaohui

(Huaigang Special Steel Co. Ltd, Jiangsu Shagang Group, Huai'an 223002)

Abstract The microstructure and mechanical properties of V-Ti, Nb-V-Ti microalloyed non-quenched and tempered steel were investigated by optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy. The results show that the impact toughness can reach 50 J when rolling ratio is greater than or equal to 10 in the Nb-V-Ti microalloyed non-quenched and tempered steel. While the similar impact toughness is achieved when the rolling ratio reach and more than 15 in V-Ti non-quenched and tempered steel. According to the same rolling ratio, it can be found that impact toughness of Nb-V-Ti microalloyed steel is better than V-Ti non quenched and tempered steel. Niobium addition could raise the coarsening temperature of austenite, effectively inhibit quick growth of austenite, and reduce the grain size and space of pearlite lamellar. The rod cementite gradually transformed into granular of spherical cementite. Additionally, Nb could promote the precipitation of fine-dispersed carbides in V-Ti alloyed non-quenched and tempered steel. Therefore, after non-recrystallization region deformation, the Nb-V-Ti alloyed steel could obtain the fine dual phase structure with ferrite and pearlite. and the relatively 900 °C temperature large deformation could further improve the strength and toughness of Nb-V-Ti non-quenched and tempered steel.

Material Index Microalloyed Non-Quenched and Tempered steel, Niobium, Non-Recrystallization Region, Large Rolling Ratio

近年来,因碳排放、性价比和轻量化等要求使微合金非调质钢在国内外工程机械和汽车等行业获得了广泛的应用^[1-3]。微合金非调质钢(简称非调钢)是利用钒、铌、钛等一种或多种元素进行复合化处理,并以轧制控冷工艺代替调质过程来实现强韧性,从而获得与调质钢具有相当力学性能的结构钢^[4]。当前,一种新型、稳定和制造成本相对低廉、环境友好型用于机械液压件(尤其是高压油缸、水泵轴、丝杆类产品)等领域的高精度车削用非调质钢逐渐引起重点特钢企业的关注。

微合金化、轧制控冷工艺是车削用非调质钢获得高强韧性的重要方法^[5-7]。当前多数车削用非调质钢的冲击功不能满足使用要求,然而通过 Nb-V-

Ti 复合非调质钢,可以在保证强度级别的同时改善冲击性能。因此,有必要深入研究 V-Ti 和 Nb-V-Ti 非调质钢在不同轧制工艺条件下的组织及力学性能。

综上所述,通过研究 V-Ti、Nb-V-Ti 直接车削用非调质钢在不同轧制比工艺下的组织和性能规律,为特钢企业生产高强韧性车削用非调质钢提供合理的轧制比和强韧化机理。

1 试验材料及方法

试验采用 $\Phi 380$ mm 的大圆坯,化学成分如表 1 所示。试验钢采用控轧控冷工艺进行生产,大圆坯加热制度:预热段 ≤ 900 °C,加热段 ≤ 1050 °C,均热段温度 (1200 ± 10) °C 保温 3.5 h,总加热时间 5~6 h。开

表1 试验钢 V-Ti、Nb-V-Ti 的化学成分/%
Table 1 Chemical compositions of experimental V-Ti、Nb-V-Ti steels /%

非调质钢	C	Si	Mn	S	P	V	Cr	Ti	Nb	O	N
V-Ti	0.41	0.55	1.25	≤0.015	≤0.010	0.12	0.25	0.012	-	0.0009	0.015
Nb-V-Ti	0.39	0.57	1.25	≤0.015	≤0.010	0.09	0.25	0.011	0.015	0.0010	0.015

轧温度1 100 ~ 1 150 ℃, 终轧温度为(900 ± 10) ℃, Nb-V-Ti 非调质钢按轧制比 5、8、10、15、20(成品规格 150 mm × 150 mm 方钢、Φ135 mm、Φ125 mm、Φ98 mm、Φ85 mm) 进行轧制, V-Ti 非调质钢按轧制比 10、15、20(成品规格 Φ125 mm、Φ98 mm、Φ85 mm) 进行轧制, 精轧后在冷床上对棒材表面进行测温, 棒材在冷床上以 0.5 ℃/s 风冷至 400 ~ 500 ℃, 然后打捆入缓冷坑至室温。

根据国家标准 GB/T228-2010、GB/T229-2007, 取样加工标准拉伸试样和 U 形缺口冲击试样, 分别进行室温拉伸试验和冲击试验; 利用金相显微镜、扫描电镜和透射电镜对试验钢的微观组织进行分析表征。

2 试验结果与分析

2.1 试验钢力学性能变化

试验用非调质钢力学性能见表 2, 变化趋势如图 1、图 2 所示, Nb-V-Ti 非调质钢轧制比变化趋势可以看出, 当轧制比由 5 提高到 10 时冲击功提高 27 J, 抗拉强度下降了 30 MPa。当轧制比由 10 提高到 20 时, 冲击功提高 16 J, 抗拉强度仅下降 5 MPa。而 V-Ti 非调质钢轧制比由 10 提高到 20 时, 抗拉强度先下降 16 MPa 后提高 8 MPa, 冲击韧性却不断提高, 冲击功由 38 J 上升到 54 J。这表明轧制比 10 是 Nb-V-Ti 非调质钢由连铸坯轧制成棒材过程中的一个临界值, 一方面轧制比 10 保证了棒材良好的低倍组织和均匀性, 同时钢材奥氏体晶粒明显碎化, 奥氏

体粗晶再结晶成细晶, 由于晶界增多具有大量形核位置, 所以形成大量先共析铁素体相变组织, 均匀分布在组织里, 抗拉强度呈下降趋势, 冲击韧性呈明显上升趋势。随着轧制比增加到 20, 铁素体比例逐渐增多, 晶粒尺寸进一步降低, 冲击韧性逐渐增大, 铁素体-珠光体组织呈精细化均匀分布, 抗拉强度下降趋势趋缓, 冲击韧性上升趋势也同时趋缓。

表2 轧制比 10 时非调质钢力学性能

Table 2 Mechanical properties of non-quenched and tempered steel with rolling ratio at 10

非调质钢	R_m / MPa	$R_{p0.2}$ / MPa	A/ %	Z/ %	K_{U2} / J
V-Ti	926	640	18	32	38
Nb-V-Ti	920	633	21	47	52

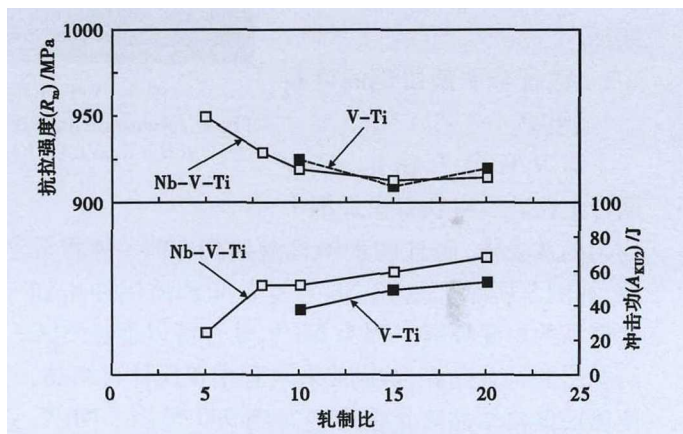


图1 试验钢力学性能随轧制比的变化

Fig 1 Variation of mechanical properties of studied steel with different rolling ratio

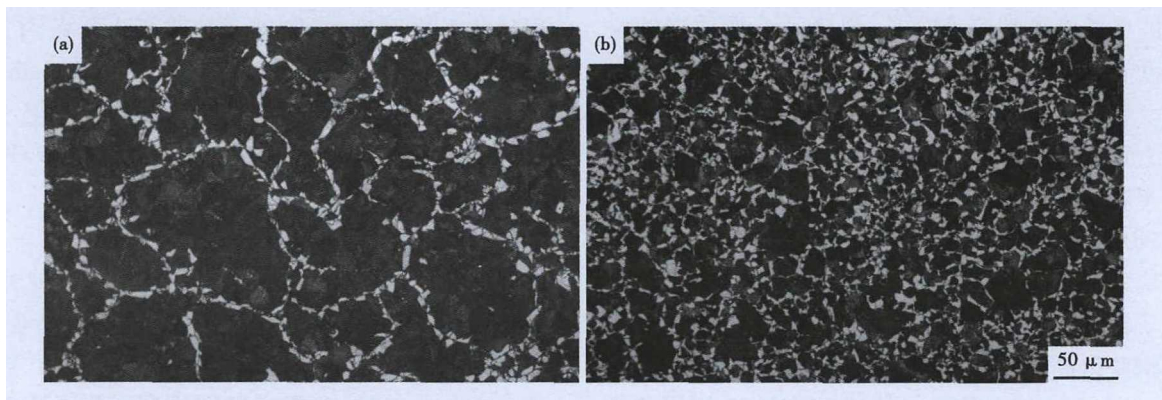


图2 Nb-V-Ti 非调质钢轧制比 5(a) 和 10(b) 的组织形貌

Fig 2 Morphology of microstructure of Nb-V-Ti non-quenched and tempered steel with rolling ratio 5 (a) and 10 (b)

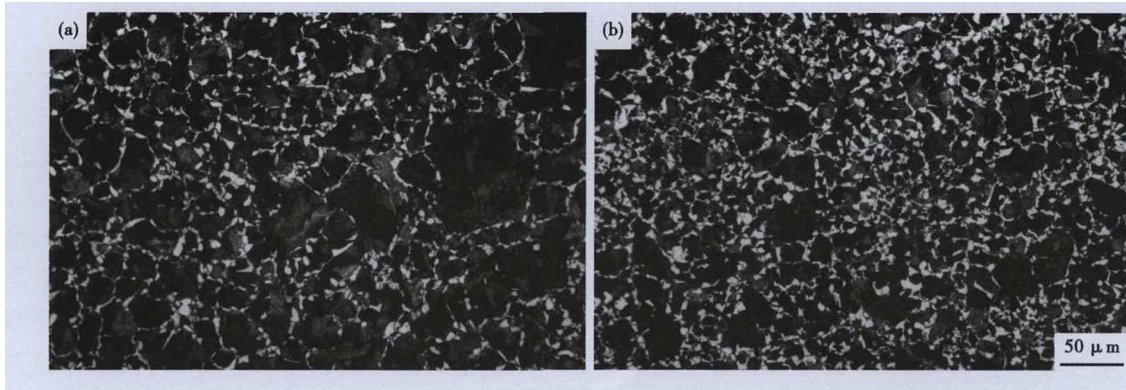


图 3 V-Ti(a)和 Nb-V-Ti(b)非调质钢在轧制比为 10 时的金相组织
 Fig 3 Microstructure of V-Ti(a) and Nb-V-Ti(b) non-quenched and tempered steel with rolling ratio 10

表 2 中的数据对比分析,表明添加 Nb 可提高 V-Ti 非调质钢的强韧性,使其具有 920 MPa 抗拉级别和 52 J 的冲击韧性。另外,通过未再结晶区大变形量轧制可进一步提高 Nb-V-Ti 非调质钢的冲击韧性。

2.2 微合金非调质钢的微观组织

与 V-Ti 复合相比, Nb-V 微合金化轧后可获得更加细小均匀的珠光体,而且铁素体含量达到 52% (体积分,如图 3 所示),这是 Nb-V 复合非调质钢冲击韧性值高的主要原因。因为 Nb-V 复合可以促进 NbC 的析出并钉扎晶界,抑制终轧过程中奥氏体再结晶,使奥氏体再结晶终止温度上升到 950 °C^[8]。Nb-V-Ti 复合化后,钢的奥氏体向铁素体转变温度下降,这更有利于先共析铁素体晶粒的细化。经 890 ~ 910 °C 奥氏体未再结晶区的大形变量的轧制,再结晶后的奥氏体晶粒形变拉长,提高了非调质钢的位错密度和形变储能,更加有利于提高非调质钢的强韧性。另外, Nb 元素促进了 V(C, N) 粒子晶界内及位错上弥散析出,这为铁素体提供了大量形核位置,有利于获得均匀细小的先共析铁素体^[9-10]。Nb-V-Ti 非调质钢在未再结晶区大压下量利于先共析铁素体均匀分布与晶粒细化,因此,晶内大量的铁素体分割了粗大的珠光体,均匀析出的细小铁素体是非调质钢获得高冲击韧性值的主要原因。

2.3 微合金非调质钢珠光体片层分布、片层展弦比分析

V-Ti、Nb-V-Ti 微合金化非调质钢珠光体组织形

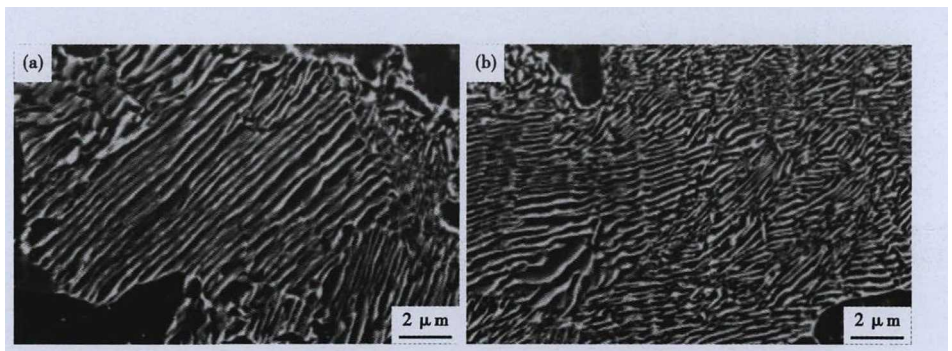


图 4 V-Ti(a)和 Nb-V-Ti(b)非调质钢的珠光体组织(轧制比 10), SEM
 Fig 4 Microstructures of pearlite in V-Ti(a) and Nb-V-Ti(b) non-quenched and tempered steel with rolling ratio 10, SEM

貌如图 4 所示,可以看出钒钛、铌钒钛复合明显改变了珠光体片层的组织形貌,钒钛非调质钢的渗碳体片总体排列整齐有序,基本呈平行排列,局部略球化。渗碳体的长宽比约为 85。而铌加入后珠光体呈短棒状密集排列,珠光体片层发生了明显的退化和球化,渗碳体在珠光体中分布杂乱无序。渗碳体的长宽比约为 15。由于 Nb-V-Ti 微合金化降低了非调质钢的铁素体-珠光体转变温度,在未再结晶区大压缩比变形时珠光体结构会进一步精细化,渗碳体层片的平均厚度由 45 nm (V-Ti 钢) 下降到 28 nm (Nb-V-Ti 钢),珠光体的片层间距由 312 nm (V-Ti 钢) 降低到 174 nm (Nb-V-Ti 钢),这些细化、钝化、密集排列无序分布的珠光体组织利于 Nb-V-Ti 非调质钢实现高强韧性的良好结合。

2.4 微合金非调质钢珠光体片形貌分析

图 5 为 V-Ti、Nb-V-Ti 非调质钢珠光体片层透射组织,采用 Nb-V-Ti 复合与控制轧控冷相结合,在控制冷却阶段长片状的渗碳体开始出现折断、短棒状或变态球化趋势,从有序规则排列变为无序杂乱排列,同时不断减小的珠光体片层间距是实现高强高韧的良好结合。这是由于含铌的碳化物能够钉扎晶

界、抑制再结晶和晶粒长大,利用相变使珠光体的片层间距减小,并促进第二相析出强化,因此 Nb-V-Ti 复合 + 再结晶-未再结晶大形变量轧制,可实现细化、拉长和均匀化形变的等轴再结晶晶粒。

3 结论

(1) Nb-V-Ti 非调质钢轧制比大于 10 时,冲击韧性值可以达到 50 J,而 V-Ti 非调质钢的轧制比却需要大于 15 以上,才能达到类似的冲击韧性值。这是因为 Nb 能促进钢中奥氏体粗晶破碎,粗晶再结晶成细晶,晶界增多后提供了大量铁素体形核位置。均匀分布的铁素体组织,是提高冲击韧性值的主要原因。

(2) Nb-V-Ti 微合金非调质钢经动态再结晶和 900 °C 未再结晶区大压缩比(轧制比 ≥ 10) 轧制后,钢中奥氏体形变储能明显增加,相变后的铁素体形核位置显著增多,晶粒尺寸明显减小,并且有效均匀地分割粗大的珠光体组织。

参考文献

- [1] David Miboum. Vanadium Microalloyed Non-Quench and Temper Forging Steels [R]. Chongqing: International Vanitec Technology Committee, 2011, 1-35.
- [2] 马鸣图,吴宝裕. 双相钢-物理和力学冶金 [M]. (第二版). 北京:冶金工业出版社,2009:1-12.
- [3] 万得成,蔡庆伍,余伟,等. 含 Nb 中碳钢加热过程中的奥氏体晶粒长大规律[J]. 金属热处理,2013,38(4):12-15.
- [4] 董成瑞,任海鹏,金同哲,等. 微合金非调质钢 [M]. 北京:冶金工业出版社,2000.
- [5] Radovic N. Effect of Interpass Time and Cooling Rate on Apparent Activation Energy for Hot Working and Critical Recrystallization Temperature of Nb Microalloyed Steel [J]. ISIJ International, 1999, 39(6): 575-578.
- [6] Yi H L, Du L X and Wang G D, et al. High-Temperature Deformation Behavior of Nb-V-Ti Bearing and Ti-bearing HSLA Rolled Steels [J]. Journal of Northeastern University: Natural Science, 2007, 28(10): 1369-1370.
- [7] Reza A K, Jahazi M and Yue S, et al. Impact Toughness and Tensile Properties Improvement Through Microstructure Control in Hot Forged

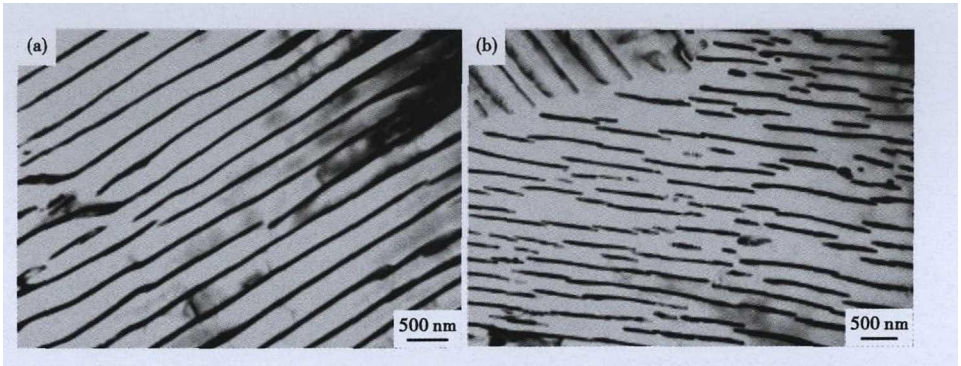


图5 V-Ti(a)和 Nb-V-Ti(b)非调质钢珠光体片层组织(轧制比 10), TEM
Fig. 5 Laminated microstructures of pearlite V-Ti(a) and Nb-V-Ti(b) in non-quenched and tempered steel with rolling ratio 10, TEM

(3) Nb-V-Ti 非调质钢经未再结晶区 900 °C 大压缩比轧制后珠光体的形态发生了变化,珠光体片层出现弯折、断裂及球状特征,渗碳体展弦比减小且逐渐球化。

(4) 添加铌元素利于钒的碳化物沉淀析出,细化非调质钢晶粒,增加未再结晶区宽度及析出物的数量。Nb-V-Ti 非调质钢经未再结晶区轧制后,降低了珠光体的片层间距,渗碳体呈球状或粒状均匀分布,从而保证强度级别的同时显著提高冲击性能。

- Nb-V Microalloyed Steel [J]. ISIJ International, 2005, 45(2): 272-275.
- [8] 刘栋林,谭利,杨红新,等. 铁素体-珠光体型非调质钢中的微合金化及锻造工艺 [J]. 钢铁研究学报, 2013, 25(2): 41-43.
- [9] Rainforth W M, Black M P and Higginson R L, et al. Precipitation of NbC in a Model Austenitic Steel [J]. Acta Materialia, 2002, 50(4): 735-738.
- [10] Hou H, Chen Q P and Liu Q Y, et al. Grain Refinement of Nb-Ti Microalloyed Steel Through Heavy Deformation Controlled Cooling [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 137(s1/2/3): 173-175.

谭利(1986-),男,硕士(2013年昆明理工大学),工程师,2010年湖南工业大学(本科)毕业,汽车用钢和高强度钢研发。E-mail: tanli19861225@163.com

收稿日期:2018-04-03