

热变形后冷却速率对钒氮非调质钢显微组织的影响

刘宏玉¹, 刘建华², 李海波¹, 陈小龙², 黄刚¹, 唐历²

(1. 武汉科技大学理学院, 武汉 430081; 2. 攀枝花新钢钒股份有限公司, 攀枝花 617062)

摘 要: 利用光学显微镜、扫描电镜和透射电镜观察了钒氮非调质钢在 Gleeble1500 热模拟试验机上经奥氏体区热变形后以四种冷却速率冷却到室温的显微组织, 并用 JMatPro4.1 软件计算了冷却后的组织构成及力学性能。结果表明: 随着冷却速率增加, 组织中 ferrite 变细且数量减少, 珠光体增多, 而且贝氏体数量逐渐增加并出现马氏体; 钒、钛析出物的形状由规则形状向粒状转化, 尺寸变小, 以 (Ti, V)N 为主逐渐转变为以 (Ti, V)C 为主; 不同冷却速率下平衡相组成的计算结果与实际组织基本一致; 以 $3.0 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 冷却后, 试验钢室温屈服强度的计算结果为 $(814 \pm 42) \text{ MPa}$ 。

关键词: 钒氮非调质钢; 冷却速率; 显微组织; 析出物

中图分类号: TG142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3738(2009)08-0007-03

Effect of Cooling Rates after Hot Deformation on Microstructure of Vanadium-nitrogen Non-quenched and Tempered Steel

LIU Hong-yu¹, LIU Jian-hua², LI Hai-bo¹, CHEN Xiao-long², HUANG Gang¹, TANG Li²

(1. Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China;

2. Panzhihua New Steel & Vanadium Co. Ltd., Panzhihua 617062, China)

Abstract: The microstructure of vanadium-nitrogen steel was observed by using optical microscopy, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy after hot deformation of austenite and cooling to room temperature at four different cooling rates on thermal simulation tester Gleeble 1500. Structural constitution and mechanical properties were calculated via JMatPro4.1 software. The results show that the ferrite refined and its amount decreased, the pearlite content increased the amount of bainite increased gradually and martensite appeared with the continuous increasing of cooling rate. The morphology of vanadium and titanium precipitates changed from regular to granular and from (Ti, V)N to (Ti, V)C, the size was also refined. The calculation equilibrium phase constitution results from the software was similar to that of real samples. The yield stress at room temperature was $(814 \pm 42) \text{ MPa}$ at the cooling rate of $3.0 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$.

Key words: vanadium-nitrogen non-quenched and tempered steel; cooling rate; microstructure; precipitate

0 引 言

微合金中碳非调质钢的生产具有节能、环保的优点值得推广, 但其强度和硬度有余而韧性不足^[1], 因此其应用尤其在汽车零部件方面的应用受到一定限制。人们希望通过改变非调质钢化学成分或热处理工艺来提高其韧性^[2]。研究表明, 降低锻造温度可使其奥氏体晶粒细化, 从而使最终组织细化^[3]。Sankaran^[4]等采用不同的冷却速率来改善其显微组织和性能。锻后冷却速率是生产中可控的关键参数

之一, 人们起初采用锻后连续冷却的方法来提高材料的力学性能, 后来采用锻后两步冷却随后退火的方法, 使其力学性能可与调质钢相媲美^[5]。使用钒氮非调质钢可利用廉价“合金元素”氮, 充分发挥我国钒资源的优势。作者在钒氮非调质钢显微组织变化前期研究的基础上^[6-8], 选择一种较佳成分, 在 Gleeble1500 热模拟试验机上进行了热压缩试验, 研究了该钒氮钢变形后冷却速率对其组织的影响规律, 为该钢实际生产工艺的制订提供依据。

1 试样制备与试验方法

试验钢由真空感应炉熔炼而成, 其化学成分(质

收稿日期: 2008-07-22; 修订日期: 2009-01-09

作者简介: 刘宏玉(1966 -), 男, 山东临沐人, 副教授, 博士。

量分数/%)为 0.38C, 0.92Si, 1.78Mn, 0.013P, 0.07S, 0.13V, 0.06Ti, 0.015Nb, 0.014Al, 0.0215N, 0.0020O。先浇铸成 15 kg 钢锭后再锻成 $\phi 30$ mm 圆棒, 将圆棒加工成 $\phi 8$ mm $\times 12$ mm 的热模拟试样, 在 Gleeble 1500 热模拟试验机上进行压缩试验。将试样从室温快速升温至 1 200 后保温 10 min, 以 $3.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 速率冷却到 900 后保温 10 min, 进行应变速率为 $0.1 \cdot \text{s}^{-1}$ 、真应变量为 0.9 的变形, 然后分别以 $0.3, 3.0, 30.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 和水淬四种冷速冷到室温。将热变形后的试样沿轴向切开, 采用苦味酸饱和和水溶液腐蚀水淬试样, 奥氏体晶粒尺寸的测定采用节点法。用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后, 采用 Olympus-BX51M 光学显微镜观察切面中心处的显微组织; 用 NanoSEM400 场发射扫描电镜 (SEM) 及其附带的能谱仪 (EDS) 分析析出物及夹杂物形貌和成分; 用 Tecnai G2 20 透射电镜 (TEM) 观察试样形貌。然后采用金属材料相图计算与材料性能模拟软件 JMat Pro4.1,

输入化学成分、奥氏体晶粒尺寸及冷却速率, 计算不同冷却速率形成的组织中各相的比例和材料的力学性能。

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

从图 1 可见, 以 $0.3 \cdot \text{s}^{-1}$ 速率冷却试样的显微组织由多边形铁素体和珠光体组成; 以 $3.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 速率冷却的试样由细小多边形铁素体、珠光体、贝氏体、针状铁素体组成; 以 $30.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 速率冷却的试样由多边形铁素体、马氏体、珠光体、贝氏体组成; 水淬试样由马氏体、残余奥氏体组成。随着冷却速率的增大, 铁素体变得细小, 珠光体量增加, 并出现针状铁素体和贝氏体, 而且贝氏体量逐渐增加, 并出现马氏体组织; 水淬试样则全部变为马氏体和残余奥氏体组织。

计算出了三种冷却速率冷却到室温后组织中的

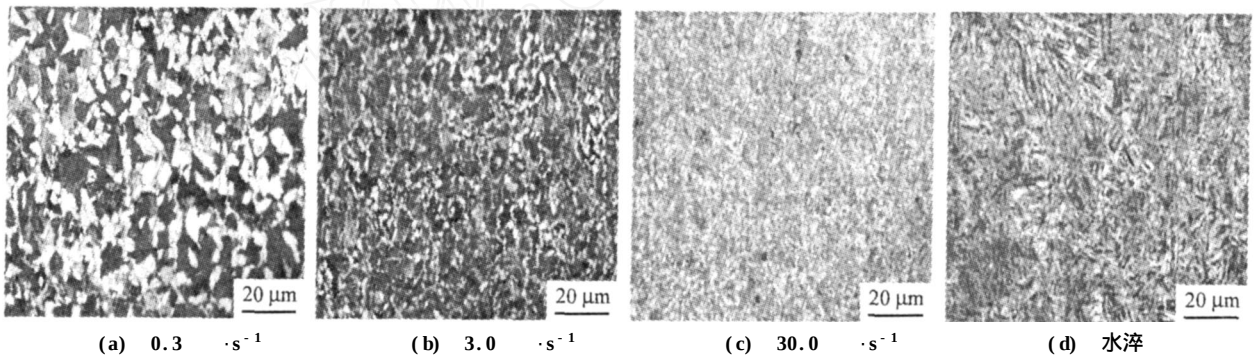


图 1 不同冷却速率下试样的显微组织

Fig. 1 Microstructures of samples at different cooling rates (a) $0.3 \cdot \text{s}^{-1}$ (b) $3.0 \cdot \text{s}^{-1}$ (c) $30.0 \cdot \text{s}^{-1}$ (d) Water quenching

各相组成: $0.3 \cdot \text{s}^{-1}$ 冷速的珠光体占 84 % (体积分数, 下同), 铁素体占 16 %; 冷却速率增至 $3.0 \cdot \text{s}^{-1}$, 珠光体增至 93 %, 多边形铁素体、贝氏体和针状铁素体总和占 7 %; 冷却速率增到 $30.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 马氏体占 83 %, 贝氏体占 11 %, 珠光体则降为 5 %, 铁素体为 1 %。这些计算结果与实际得到的组织 (图 1) 基本一致。

2.2 夹杂物与析出物

由图 2 可见, 当冷却速率为 $0.3 \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 试样中的夹杂物主要为 MnS, 析出物为 (Ti, V)N; MnS 的形状呈圆形, 尺寸约为 $1 \mu\text{m}$; (Ti, V)N 则呈规则的三角形或方形, 尺寸约为 $4 \mu\text{m}$ 。冷却速率增加到 $3.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 时, 夹杂物仍为 MnS, 但已变为椭圆状, 尺寸大于 $1 \mu\text{m}$; 析出物 (Ti, V)C 由于太细小, 采用 TEM 观测发现其呈粒状, 尺寸小于 $1 \mu\text{m}$ 。冷

却速率进一步增大到 $30.0 \cdot \text{s}^{-1}$ 时, MnS 夹杂物变成了条状, 尺寸大于 $3 \mu\text{m}$; 而析出物 (Ti, V) (C, N) 则很难发现。可见, 随着冷却速率持续增大, 析出物 (Ti, V) (C, N) 变得细小, 同时其物相由以 (Ti, V)N 为主, 转向以 (Ti, V)C 为主。当达到某一临界冷却速率时, (Ti, V) (C, N) 由于太小而观测不到。细小弥散的 (Ti, V) (C, N) 会阻碍位错的运动, 使材料的硬度和强度提高。与析出相的变化相反, 夹杂物 MnS 随冷却速率的增加而变大、变长。由于 MnS 的析出温度较高, 在冷却过程中所占比例基本不变化, 其形状及尺寸的变化还有待进一步分析。

2.3 力学性能

力学性能计算结果表明, 冷却速率越大, 材料的室温硬度、屈服强度、抗拉强度越高。考虑到强韧性配合和实际生产时的难度, 如实际选择中等程度的

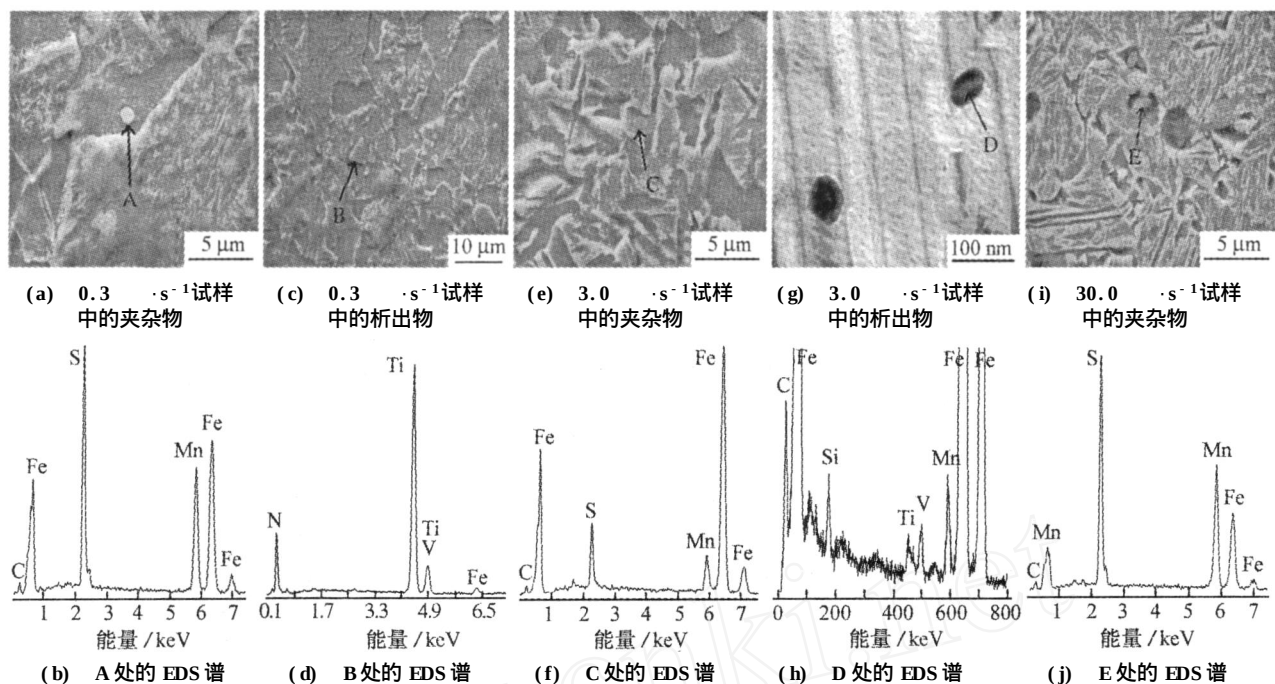


图2 不同冷却速率下试样中析出物与夹杂物的形貌与 EDS 谱

Fig.2 Morphologies and EDS patterns precipitates and inclusions of samples at various cooling rates

(a) Inclusion of the sample at a cooling rate of 0.3 s^{-1} (b) EDS pattern of A (c) Precipitate of the sample at a cooling rate of 0.3 s^{-1} (d) EDS pattern of B (e) Inclusion of the sample at a cooling rate of 3.0 s^{-1} (f) EDS pattern of C (g) Precipitate of the sample at a cooling rate of 3.0 s^{-1} (h) EDS pattern of D (i) Inclusion of the sample at a cooling rate of 30.0 s^{-1} (j) EDS pattern of E

3.0 s^{-1} 冷却速率时,参考JMatPro 软件的计算误差^[7],预计会使试验非调质钢的硬度、屈服强度、抗拉强度分别达到 $(35 \pm 2) \text{ HRC}$, $(814 \pm 42) \text{ MPa}$ 和 $(1\,072 \pm 54) \text{ MPa}$ 。

3 结 论

(1) 随着热变形后冷却速率的增加,试验钢组织中铁素体变得细小且数量减少,珠光体量增多,并出现针状铁素体和贝氏体,而且贝氏体数量逐渐增加,并出现马氏体组织;计算的物相组成和所占比例与实际组织基本一致。

(2) 随着冷却速率由 0.3 s^{-1} 增加至 30.0 s^{-1} ,析出物钒、钛的碳氮化物由规则形状向粒状转化,尺寸由大变小,同时由以 $(\text{Ti}, \text{V}) \text{N}$ 为主转向以 $(\text{Ti}, \text{V}) \text{C}$ 为主。

(3) 以 3.0 s^{-1} 冷却后,试验钢的硬度、屈服强度、抗拉强度分别为 $(35 \pm 2) \text{ HRC}$, $(814 \pm 42) \text{ MPa}$ 和 $(1\,072 \pm 54) \text{ MPa}$ 。

参考文献:

[1] MATLOCK D K, KRAUSS G, SPEER J G. Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117: 324-328.

[2] NA YLOR D J. Microalloyed forging steels[J]. Materials Science Forum, 1998, 284/ 286: 83-94.

[3] JAHAZI M, EGHBAL I B. The influence of hot forging condition on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 113(1/ 3): 594-598.

[4] SANKARAN S, SUBRAMANYA S V, KAUSHIK V, et al. Thermomechanical processing and characterisation of multi-phase microstructures in a V-bearing medium carbon micro-alloyed steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 139(1/ 3): 642-647.

[5] NUSSBAUM G, RICHTER J, GUETH A, et al. Microstructural characterization and structure/property relations of microalloyed medium carbon steels with ferrite-bainite/ martensite microstructure [J]. Materials Science Forum, 1998, 284/ 286: 443-450.

[6] 刘宏玉,刘建华,黄刚,等. V-N 对中碳 SiMn 非调质钢的显微组织的影响[J]. 特殊钢, 2009, 30(2): 58-60.

[7] LI X, MIODOWNIK A P, SAUNDERS N. Modelling of materials properties in duplex stainless steels[J]. Materials Science and Technology, 2002, 18: 861-868.

[8] 刘宏玉,刘建华,黄刚,等. 钒氮非调质钢的组织变化特征[J]. 钢铁钒钛, 2009, 30(1): 16-22.