

加热工艺对 700 MPa 级汽车大梁钢 组织与性能的影响

徐 震^{1,2}, 田智文^{1,2}, 冯晓勇^{2,3*}, 张福成^{2,3}

(1. 华北理工大学冶金与能源学院, 河北 唐山 063210; 2. 燕赵钢铁实验室, 河北 唐山 063210; 3. 华北理工大学河北钢铁实验室, 河北 唐山 063210)

摘 要:以大梁钢 700L 为研究对象, 探究系列加热温度、保温时间对 Ti 微合金化大梁钢(700L)组织与性能的影响, 为 700L 的工业稳定化生产提供理论指导。通过光学显微镜(OM)、透射电镜(TEM)、电子背散射衍射(EBSD)分析了不同加热工艺对 Ti 微合金化汽车大梁钢 700L 的微观组织变化。采用 Thermo-Calc 的热力学模拟软件与理论计算分析第二相的析出行为, 并结合 EDS 能谱分析第二相析出的形态与尺寸, 最后使用维氏硬度(HV)测试试样的综合力学性能。结果表明, 当加热温度为 1 230 ~ 1 260 °C 时, 试验钢的原始奥氏体晶粒长大受到抑制, 产生细晶强化效果, 硬度(HV)范围为 315 ~ 332。当加热温度为 1 290 °C 时, 晶粒异常长大, 同时具有较大尺寸(2 μm)的 TiN 颗粒, 保温时间从 80 min 延长至 160 min 时, 奥氏体晶粒粗化明显, 硬度(HV)由 282 降低至 251, 试验钢力学性能降低。

关键词: Ti 微合金化; 汽车大梁钢; 加热工艺; 性能稳定性; 第二相析出

中图分类号: TF76, TG161

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)04-0100-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.04.012

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听
语
音
聊
科
研
与
作
者
互
动

The influence of heating process on the microstructure and properties of 700 MPa grade automobile beam steel

XU Zhen^{1,2}, TIAN Zhiwen^{1,2}, FENG Xiaoyong^{2,3*}, ZHANG Fucheng^{2,3}

(1. North China University of Science and Technology, Institute of Metallurgy and Energy, Tangshan 063210, Hebei, China; 2. Yanzhao Iron and Steel Laboratory, Tangshan 063210, Hebei, China; 3. Hebei Iron and Steel Laboratory, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, Hebei, China)

Abstract: In this study the effects of heating temperature and soaking time on the microstructure and properties of Ti-microalloyed automotive beam steel 700L had been investigated. Optical Microscopy (OM), Transmission Electron Microscopy (TEM), and Electron Backscatter Diffraction (EBSD) had been used to analyze microstructural changes in Ti-microalloyed automotive beam steel 700L under different heating processes. Theoretical calculations had been conducted by using a Thermo-Calc thermodynamic simulation software to analyze the precipitation behavior of the second phase, combined with EDS spectral analysis to examine the morphology and size of the second phase precipitates. Finally, Vickers hardness (HV) testing evaluated the comprehensive mechanical properties of the specimens. Results indicate that heating temperatures between 1 230-1 260 °C suppress primary austenite grain

收稿日期: 2026-01-27; 修回日期: 2026-03-04; 接受日期: 2026-03-17

基金项目: 燕赵钢铁实验室区域创新能力提升项目(YZISL2024002); 河北省高等学校科学研究项目(QN2025147); 河北省创新能力提升计划项目任务书(24461002D); 河北省研究生创新资助项目(CXZZBS2026126)。

作者简介: 徐震, 2001 年出生, 女, 江苏南京人, 硕士, 研究方向为先进钢铁材料, E-mail: 18651862015@163.com; * 通信作者: 冯晓勇, 1987 年出生, 男, 河北唐山人, 博士, 教授, 长期从事先进钢铁材料方面的研究, E-mail: xyfeng@ncst.edu.cn。

growth, yielding fine-grain strengthening with hardness (HV) ranging from 315 to 332. With soaking at 1 290 °C, abnormal grain coarsening occurs alongside large (2 μm) TiN particles. Extending the holding time from 80 min to 160 min, austenite grain coarsening became pronounced, hardness (HV) decreased from 282 to 251, and the mechanical properties of the test steel deteriorated.

Key words: Ti microalloying; automobile frame steel; heating process; performance stability; second phase precipitation

0 引言

随着汽车工业对成本控制与材料性能要求的不断提高,开发兼具优良力学性能与低制造成本的高强度钢成为当前研究的热点。在高强钢中,Nb、V、Ti等微合金元素能够通过细晶强化、析出强化等多种机制协同提升钢材性能^[1-2]。从经济性角度考虑,吨钢中Ti合金含量0.01%成本约4.17元,相较于Nb(40.83元)和V(21.01元)具有显著的成本优势,因而在微合金钢中的应用前景更为广阔。Ti在钢中可与C、N等元素结合形成Ti(C,N)类析出相,其能够有效钉扎奥氏体晶界,抑制晶粒长大;同时,纳米尺寸的Ti(C,N)类析出相可阻碍位错运动,产生显著的析出强化效应,从而提升钢材的综合性能。因此,通过合理的加热工艺调控第二相颗粒的尺寸及合金元素的固溶行为,可实现钢材性能的优化^[3-4],这对发挥Ti的成本优势,提升Ti微合金化技术在高强钢领域展现出广阔的应用前景与市场竞争力至关重要。

然而,由于Ti性质活泼^[5],其碳氮化物的析出行为对温度与冷却速率较为敏感,导致含Ti钢在工业生产中常出现强度波动大、力学性能不稳定等问题,制约了单一Ti微合金化钢的进一步推广应用。晶粒细化是不增加合金成本的前提下提升材料强度的有效途径^[6],需充分发挥Ti元素细晶强化的潜力,调控加热过程中的温度与保温时间参数,在促进Ti(C,N)析出相充分溶解的同时,避免奥氏体晶粒过度粗化^[7-9],从而在后续冷却过程中获得细小的相变组织。

从加热工艺出发,探究不同加热温度和加热时间对单Ti微合金化汽车大梁钢的组织与性能的影响,运用Thermo-Calc热力学理论对试验钢Ti的第二相析出进行模拟与计算,结合加热工艺进一步研究加热温度和保温时间对原始奥氏体晶粒和析出相的影响,通过EDS能谱分析第二相粒子的尺寸与形貌,并利用维氏硬度(HV)计评估其力学性能,可为单Ti微合金化汽车大梁钢的工业生产应用提供一定的理论价值,对于优化材料性能、指导合金成分设计、加深对材料微观结构的理解具有重要意义。

1 试验

1.1 试验材料与方法

试验材料为700 MPa级单Ti微合金化汽车大梁钢,化学成分如表1所示。加热工艺能够使Ti原子充分溶入奥氏体基体,通过钉扎效应增大位错运动的阻力,从而有效抑制位错运动。适量的加热温度还能够有效控制试样中的第二相颗粒和夹杂物尺寸不会明显增加^[10]。同时,需要谨慎控制保温时间,以避免过度的颗粒溶解和晶粒长大。结合钢厂实际生产情况,可以选定加热温度为1 200、1 230、1 260 °C和1 290 °C,保温时间分别为80 min和160 min,最后水冷至室温。

表1 试验钢(700L)的化学成分
Table 1 Chemical composition of experimental steel (700L) %

C	Mn	Cr	Al	Ti	N
≤0.06	≤1.2	≤0.2	<0.04	<0.1	0.003 9

1.2 微观组织表征

加热处理后的试样用砂纸进行打磨并用抛光机抛光,然后用4%的硝酸酒精腐蚀试样,于光学显微镜下观察试样组织形貌。并选取力学性能最优的加热温度,不同保温时间的试样用透射电镜(TEM)统计其马氏体板条尺寸。为探究加热温度对试样钢原始奥氏体晶粒的影响,采用EBSD重构方法,利用MTEX和MATLAB软件进行原始奥氏体重构,观察试验钢加热后的原始奥氏体晶粒、晶界特征、晶粒尺寸。最后选取具有代表性的3个试样用EDS能谱分析Ti的第二相粒子的析出与固溶行为。

1.3 硬度测试

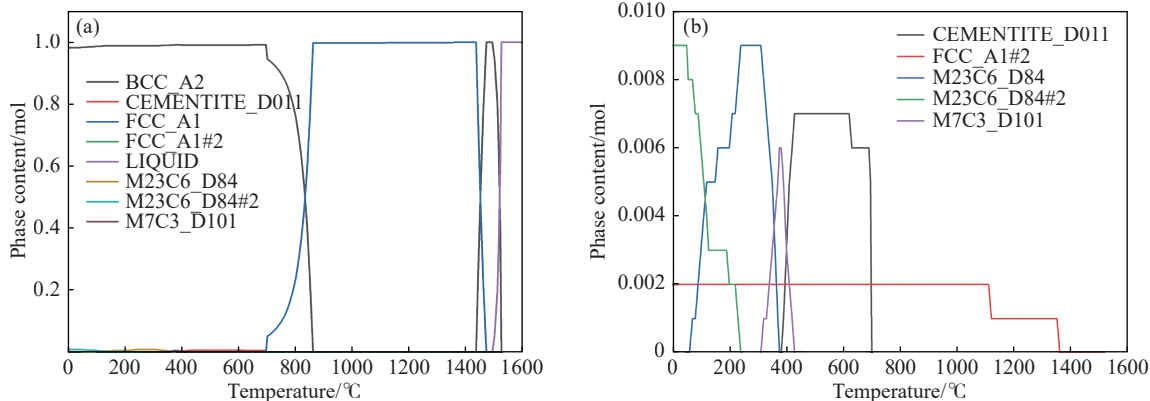
采用显微维氏硬度计进行试样的硬度测试。测试之前对试样上下两个表面进行打磨,确保表面无杂质且光滑平整,加载载荷为1 kN,加载时间为10 s,对测试结果进行记录并取其平均值。

2 试验结果

2.1 第二相的析出行为

针对Ti微合金化汽车大梁钢进行Thermo-Calc

的热力学模拟计算,结果如图1所示,当温度达到1471℃时发生 $L+\delta\rightarrow\gamma$ 包晶转变, γ -奥氏体(FCC_A1)开始形成,最大析出量0.999 mol;随温度降低, γ -奥氏体晶界处开始析出低温 α -铁素体(BCC_A2),该相析出温度为860℃,最大析出量为



(a) 整体分布趋势; (b) 局部放大

图1 汽车大梁钢的热力学计算相图

Fig. 1 Thermodynamic calculation phase diagram of automobile frame steel

由于试验钢为单Ti微合金化汽车大梁钢,在生产过程中,Ti的碳氮化物固溶与析出行为对试验钢的组织与性能会产生一定的影响,高温奥氏体中沉淀析出的Ti(C,N)含氮量较高,低温奥氏体中沉淀析出的Ti(C,N)含碳量较高。Ti(C,N)是TiN和TiC的中间产物,富氮的Ti(C,N)作用与TiN相似,富碳的Ti(C,N)作用与TiC相似,因此研究TiN和TiC在加热过程中的溶解与析出具有重要的参考意义。TiN和TiC在奥氏体中的溶解度积的计算如式(1)(2)所示。二元第二相MX的全固溶温度 T (单位:K)的计算如式(3)所示^[1]。

$$\lg [\text{Ti}][\text{N}] = 0.32 - \frac{8000}{T} \quad (1)$$

$$\lg [\text{Ti}][\text{C}] = 2.75 - \frac{7000}{T} \quad (2)$$

$$T = \frac{B}{A - \lg(w_M \cdot w_X)} \quad (3)$$

其中 A 和 B 是固溶度积公式中的常数,由具体析出物(如TiC、NbN等)决定。 M 和 X 代表钢中形成化合物的两种元素(如Ti和N), w_M 和 w_X 分别表示这两种元素的质量分数(%), $[\text{Ti}]$ 、 $[\text{C}]$ 、 $[\text{N}]$ 分别表示固溶基体中的Ti、C、N的质量分数(%),即未形成化合物的部分。代入钢的化学成分初步计算钢中TiN和TiC的开始析出温度,通过计算得出钢中TiN的全固溶温度为1854℃,TiN的全固溶温度为1124℃。

Ti在高温下易与氮相结合形成TiN,该粒子一般呈方形,尺寸约为100 nm,大粒子达到微米级别,

0.992 mol,当温度为695℃时, γ -奥氏体消失。同时试验钢中存在FCC_A1#2相,其固定相含量Ti、C和N元素,可以看出FCC_A1#2相低于1100℃时,相含量稳定在0.002 mol,1120℃开始下降至0.001 mol。

其在奥氏体中沉淀析出,将会阻碍原始奥氏体晶界迁移,抑制原始奥氏体晶粒长大。然而,大尺寸的TiN粒子,尤其是钢在凝固过程就已经产生的析出物,会大大降低试验钢的性能。已知TiN的全固溶温度为1854℃,TiC的全固溶温度为1124℃,同C含量下TiN的开始析出温度比TiC高出730℃,因此先计算不受到TiC的影响下TiN各温度Ti、N的析出量。二元第二相MX在钢中的析出形式是一个M原子与一个X原子相结合析出,其在钢中的平衡固溶量及沉淀析出量的计算公式如式(4)(5)所示^[1]。

$$\frac{w_{\text{Ti}} - [\text{Ti}]}{w_{\text{N}} - [\text{N}]} = \frac{A_{\text{Ti}}}{A_{\text{N}}} \quad (4)$$

$$\frac{w_{\text{Ti}} - [\text{Ti}]}{w_{\text{C}} - [\text{C}]} = \frac{A_{\text{Ti}}}{A_{\text{C}}} \quad (5)$$

式中, A_{Ti} 、 A_{C} 和 A_{N} 代表钛、碳和氮的相对原子质量,其数值为 $A_{\text{Ti}}=47.90$, $A_{\text{C}}=12.011$, $A_{\text{N}}=14.0067$ 。分别求解两个方程,可得到任意温度时元素M、X平衡固溶于铁基体的量 $[\text{M}]$ 和 $[\text{X}]$,计算结果见图2、3。

由表2可知,在1150℃下 $[\text{N}]$ 为0.00006%, $[\text{Ti}]$ 为0.07987%,在计算TiC析出时可忽略TiN的影响。由于 $[\text{Ti}]$ 在0.093%时TiC的开始析出温度在1124℃,在0.07987%时开始析出温度为1105℃。由表3可知,当加热温度约为1150℃时,材料中析出的TiC粒子的体积分数几乎为零,这与ThermoCalc的热力学模拟计算的各平衡相随温度变化趋势时,高于1120℃时析出相的含量极少一致,也就是TiC粒子基本固溶于奥氏体中的现象是一致的。

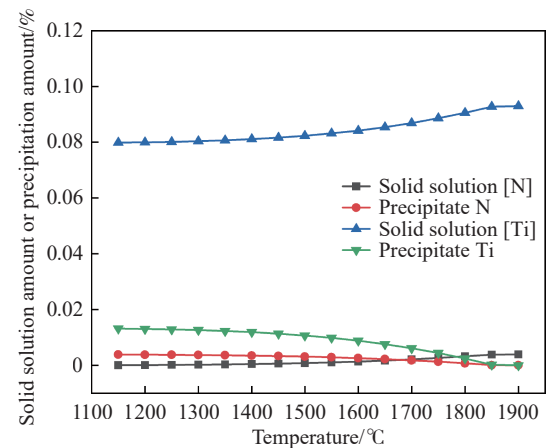


图 2 0.003 9%N-0.093%Ti 钢中 Ti、N 的固溶量和析出量随温度的变化规律

Fig. 2 Variation of solid solution and precipitation of Ti and N in 0.0039%N-0.093%Ti steel with temperature

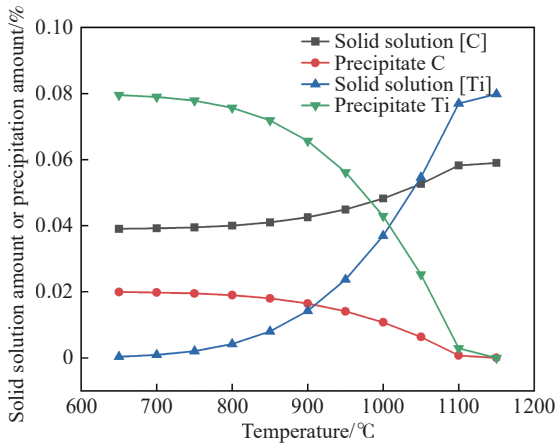


图 3 0.059%C-0.093%Ti 钢中 Ti、C 的固溶量和析出量随温度的变化规律

Fig. 3 Variation of solid solution and precipitation of Ti and C in 0.059%C-0.093%Ti steel with temperature

2.2 加热工艺对微观组织的影响

铸坯原始状态下显微组织由多边形铁素体 (F) 和少量分布于晶界处团块状珠光体 (P) 组成, 如图 4 所示。图 5 为保温时间为 80 min, 加热温度分别为 1 200、1 230、1 260 ℃ 和 1 290 ℃ 的金相组织, 图 6 为保温时间为 160 min, 加热温度分别为 1 200、1 230、1 260 ℃ 和 1 290 ℃ 的金相组织, 由于水淬冷却速度快, 组织均以板条状马氏体为主。由于马氏体相变为无扩散型相变, 在此过程中会发生大量的位错、孪晶等缺陷^[12]。如图 7 所示, 利用 MTEX 和 MATLAB 软件进行原始奥氏体重构并统计原始奥氏体晶粒尺寸, 发现随加热温度升高而增大, 随保温时间的延长而增大。如图 8 所示, 当加热温度为 1 200 ℃ 提高至 1 260 ℃ 时, 平均晶粒尺寸从 28.1 μm 增大至 38.6 μm, 晶粒粗化在一定程度上受到抑制, 初步推断是由于 Ti(C, N)析出相在高温下能有效钉扎奥氏体晶界, 从而抑制晶粒长大, 并产生了显著的

细晶强化效应; 当加热温度为 1 290 ℃ 时, 细小的奥氏体晶粒数量明显减小, 晶粒发生异常长大现象, 平均晶粒尺寸增大至 81.1 μm。

表 2 不同温度下 TiN 析出量的计算

Table 2 Calculated TiN precipitation amounts at different temperatures

Temperature/ ℃	Solid solution [N]/%	Precipitate N/%	Solid solution [Ti]/%	Precipitate Ti/%
1 900	0.003 90	0	0.093 00	0
1 850	0.003 84	0.000 06	0.092 79	0.000 21
1 800	0.003 19	0.000 71	0.090 57	0.002 43
1 750	0.002 62	0.001 28	0.088 62	0.004 38
1 700	0.002 12	0.001 78	0.086 91	0.006 09
1 650	0.001 69	0.002 21	0.085 44	0.007 56
1 600	0.001 32	0.002 58	0.084 18	0.008 82
1 550	0.001 03	0.002 87	0.083 19	0.009 81
1 500	0.000 78	0.003 12	0.082 33	0.010 67
1 450	0.000 58	0.003 32	0.081 65	0.011 35
1 400	0.000 43	0.003 47	0.081 13	0.011 87
1 350	0.000 30	0.003 60	0.080 69	0.012 31
1 300	0.000 21	0.003 69	0.080 38	0.012 62
1 250	0.000 14	0.003 76	0.080 14	0.012 86
1 200	0.000 09	0.003 81	0.079 97	0.013 03
1 150	0.000 06	0.003 84	0.079 87	0.013 13

表 3 不同温度下 TiC 析出量的计算

Table 3 Calculated TiC precipitation amount at different temperatures

Temperature/ ℃	Solid solution [C]/%	Precipitate C/%	Solid solution [Ti]/%	Precipitate Ti/%
1 150	0.059 00	0	0.079 87	0
1 100	0.058 27	0.000 73	0.076 96	0.002 91
1 050	0.052 67	0.006 33	0.054 63	0.025 24
1 000	0.048 24	0.010 76	0.036 96	0.042 91
950	0.044 91	0.014 09	0.023 68	0.056 19
900	0.042 54	0.016 46	0.014 23	0.065 64
850	0.040 98	0.018 02	0.008 01	0.071 86
800	0.040 03	0.018 97	0.004 22	0.075 65
750	0.039 48	0.019 52	0.002 02	0.077 85
700	0.039 20	0.019 80	0.000 91	0.078 96
650	0.039 06	0.019 94	0.000 35	0.079 52

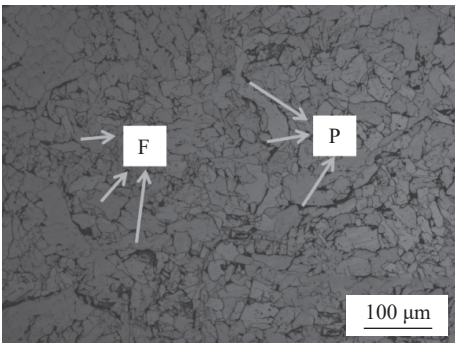


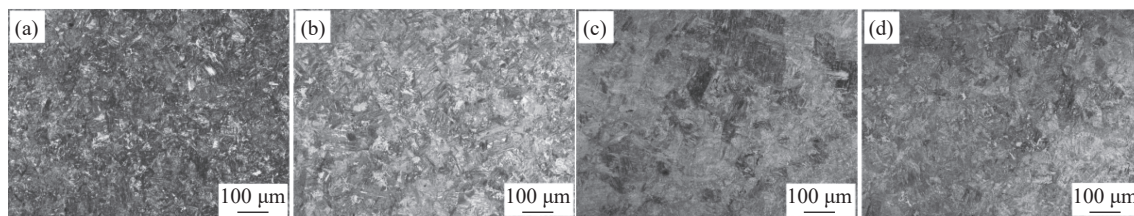
图 4 原始状态显微组织

Fig. 4 Microstructure of steel in original state

同时, 选取加热温度为 1 230 ℃ 时, 保温时间分别为 80 min 和 160 min 的试样, 如图 9 所示, 利用透射电镜观察两个工艺的板条马氏体形貌可知, 当加热温度为 1 230 ℃, 保温 80 min 时, 原始奥氏

体晶粒较小,这导致了晶界数量增多,从而限制了位错的运动。因此,马氏体板条附近产生大量的位错缠结,这将提高材料的强塑性。两者对应的

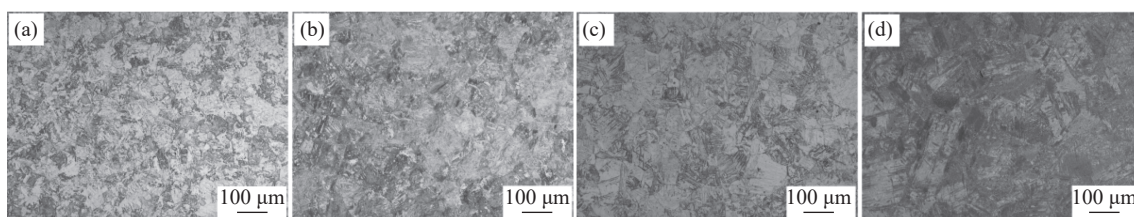
马氏体板条的平均尺寸为 234.8、403.2 nm,说明保温时间的延长导致原始奥氏体晶粒长大,从而马氏体板条宽度增加,如图 10 所示。



(a) 1 200 °C; (b) 1 230 °C; (c) 1 260 °C; (d) 1 290 °C

图 5 不同加热温度下保温 80 min 的显微组织

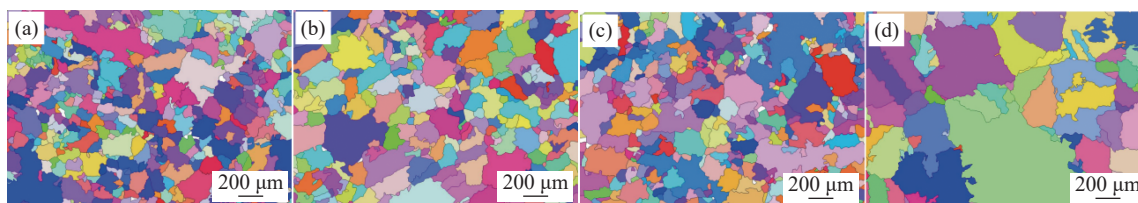
Fig. 5 Microstructure of steel soaked at different temperatures for 80 min



(a) 1 200 °C; (b) 1 230 °C; (c) 1 260 °C; (d) 1 290 °C

图 6 不同加热温度下保温 160 min 的金相组织

Fig. 6 Microstructure of steel soaked at different temperatures for 160 min



(a) 1 200 °C; (b) 1 230 °C; (c) 1 260 °C; (d) 1 290 °C

图 7 不同加热温度下保温 160 min 的 EBSD 原始奥氏体重构

Fig. 7 EBSD showing original austenite reconstruction of steel soaked at different temperatures for 160 min

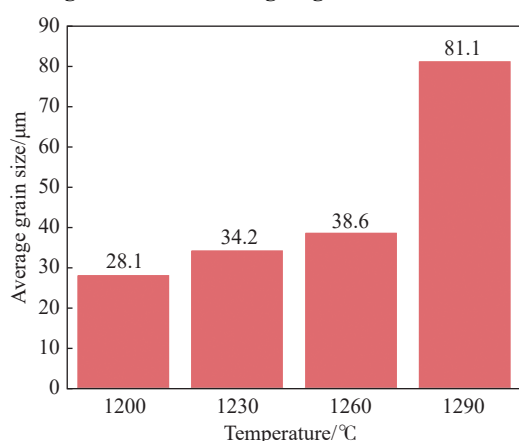
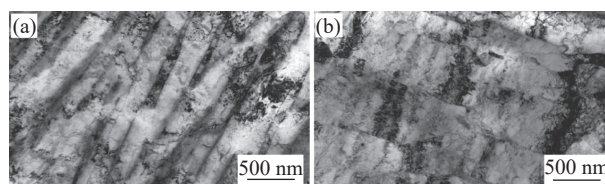


图 8 不同加热温度下保温 160 min 的原始奥氏体平均晶粒尺寸统计

Fig. 8 Statistics of average grain size of original austenite of steel soaked at different temperatures for 160 min

同时,Ti 微合金化钢析出强化主要的影响因素为 Ti 的第二相析出物的尺寸^[13]。选取原始状态、1 230 °C-160 min 和 1 290 °C-160 min 的典型试样

进行 EDS 分析,观察 Ti 的第二相析出物的形貌与尺寸。



(a) 1 230 °C-80 min; (b) 1 230 °C-160 min

图 9 板条马氏体 TEM 形貌

Fig. 9 TEM morphology of lath martensite of steel soaked at 1 230 °C with different time

图 11 为铸坯原始试样元素面扫图,可观察到 N、C、Ti、Mn、Si 元素聚集。确定析出物为富 C 富 N 富 Ti 的粒子,初步确认该大片粒子为 Ti(C,N)。同时适当的 Mn 元素能提高奥氏体高温稳定性,延缓再结晶,有利于在控轧过程中积累变形能,促进 Ti(C,N)的应变诱导析出。图 12 为铸坯原始试样 EDS 能谱图,可以得出 C 元素质量分数占 7.6%、N

元素占0.78%、Ti元素占0.14%。图13为1230℃保温160 min元素面扫图,利用TEM电镜进一步观察未溶的析出相,这个过程导致Mn、Si元素形成固溶体发生溶解固溶,其可以改变晶格结构,引起晶格畸变和固溶度的增加。同时,富余的Ti可以与C、N结合生成Ti(C,N),呈圆形,尺寸仅为120 nm。这种第二相颗粒阻碍位错运动,产生显著的析出强化作用,同时纳米级的析出相能够提高屈服强度^[14]。图14为1290℃保温160 min时的元素面扫图,确定析出物为富N富Ti的粒子,初步确认该大片粒子为TiN,该析出相呈方形,尺寸约为2 μm。温度较高时,第二相会发生Ostwald熟化,如果粒子粗化到一定

程度会失去对奥氏体晶界的钉扎能力,造成奥氏体晶粒的显著长大,进而损害钢材的韧性^[15]。图15为1290℃保温160 min的EDS能谱图,如图所示,C元素质量分数占6.56%、N元素占0.78%、Ti元素占0.05%。相较于图12原始试样的EDS能谱图,说明Ti的第二相析出物的质量分数逐渐减少,适当提高加热温度能促进Ti的固溶,形成细小析出相,提升强度和塑性;而过高的温度会导致析出相粗化和第二相颗粒的生长,晶粒细化作用减弱,从而降低性能。因此,合理控制加热温度可优化Ti元素的固溶与第二相析出行为,平衡固溶强化与析出强化效果,从而显著提升试验钢的综合力学性能。

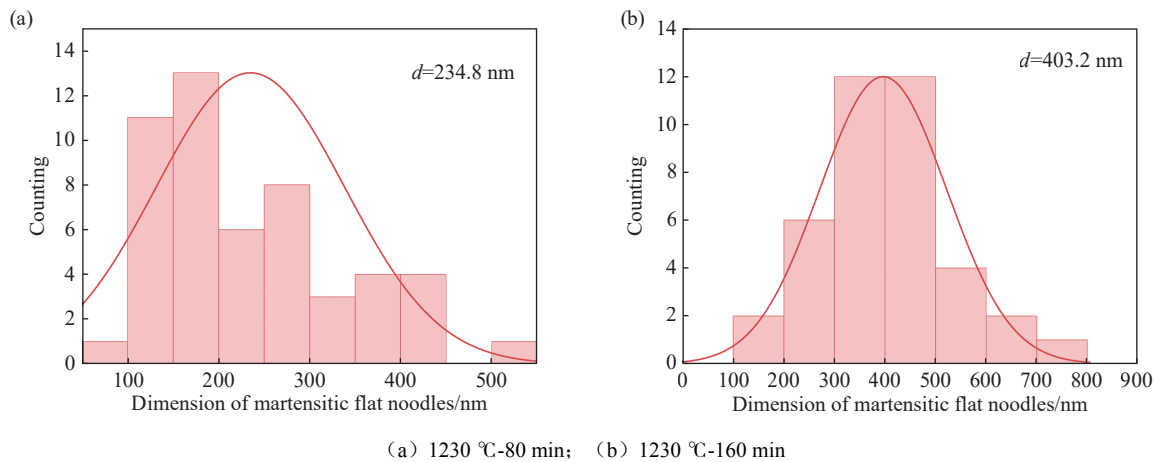


图10 1230℃不同保温时间下马氏体板条尺寸统计

Fig. 10 Statistical diagram of lath martensite of steel soaked at 1230℃ with different time

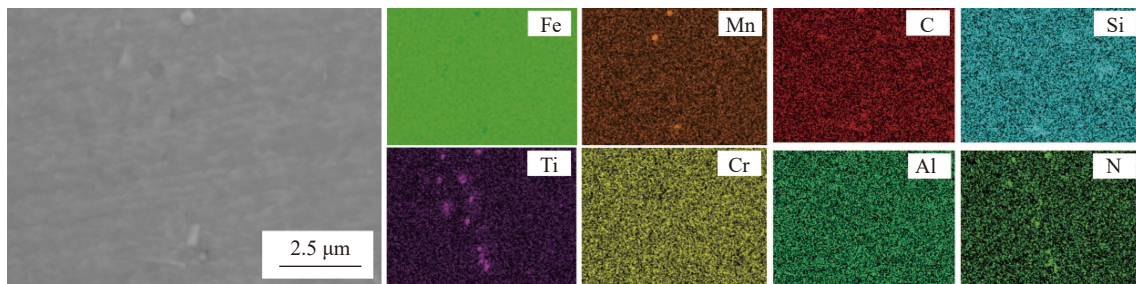


图11 原始试样EDS元素面分布

Fig. 11 EDS elemental surface distribution map of the original sample

2.3 加热工艺对力学性能的影响

显微硬度是力学性能的一种表征手段,能够反映组织和析出物的特征^[16]。如图16所示,随着加热温度从1200℃升至1260℃,越来越多Ti的碳氮化物溶解,奥氏体中固溶的微合金元素浓度不断增加。由它带来的固溶强化和冷却后组织细化的效果超过了奥氏体晶粒略微粗化带来的弱化效果,因此硬度宏观表现为持续上升^[17-18]。当加热温度为1290℃时,温度过高,Ti的碳氮化物无法阻碍原始奥氏体晶粒的长大,晶粒粗化的危害性急剧增大,成为主导因素,导致硬度显著下降。当保温时间为80~

160 min,在1200℃时,延长保温时间使溶解过程更充分,因此,硬度(HV)从273提高至282,在1230℃时,随保温时间的降低,马氏体板条的平均尺寸减小,硬度(HV)从315提高至332。由于板条块尺寸越小,位错源到晶界的距离越短,限制位错形成,导致更难激发相邻的板条块发生塑性变形,进而提高材料的强度^[19]。当加热温度为1260℃时,保温160 min的硬度都较高且接近,说明在此温度下碳氮化物溶解已基本完成。当加热温度为1290℃时,延长保温时间给了奥氏体晶粒更多的时间去粗化,因此硬度(HV)从282降至251,下降的幅度更大。

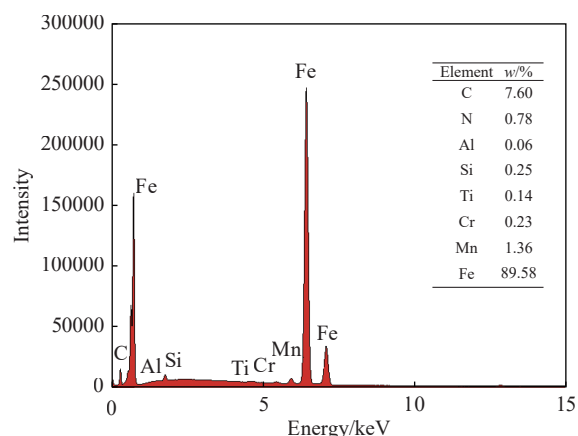


图 12 原始试样 EDS 能谱图

Fig. 12 EDS energy spectrum of the original sample

同时,析出强化作用主要取决于 Ti 的碳氮化物的尺寸,加热温度为 1 230 ℃ 时,纳米级别的析出粒子抑制晶粒尺寸长大,细晶强化效果提升,硬度增加;1 290 ℃ 时析出物的溶解使原始奥氏体晶粒长大,过高温度会导致析出相粗化和第二相颗粒的生长,晶粒细化和析出强化作用减弱,从而降低性能^[20];说明温度过高导致钢中部分析出物溶解,失去钉扎晶界的作用,比如 TiC 等粒子,降低细化奥氏体晶粒尺寸的作用。同时, TiN 的尺寸增至 2 μm,不利于材料的力学性能^[21-22]。因此,为了保证加热过程原始奥氏体晶粒不会异常长大,同时保证 Ti 完全固溶,结合钢厂实际生产情况,加热阶段应将温度控制在 1 230 ~ 1 260 ℃,保温时间为 80 ~ 160 min。

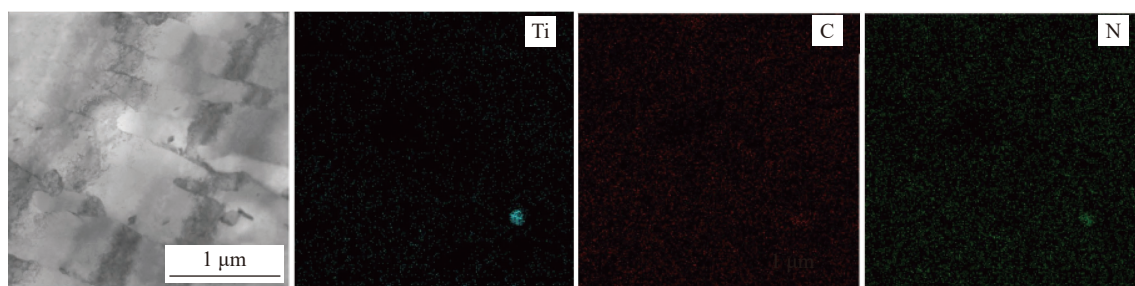


图 13 1 230 ℃ 的 EDS 元素面分布

Fig. 13 EDS elemental mapping of steel soaked at 1 230 ℃

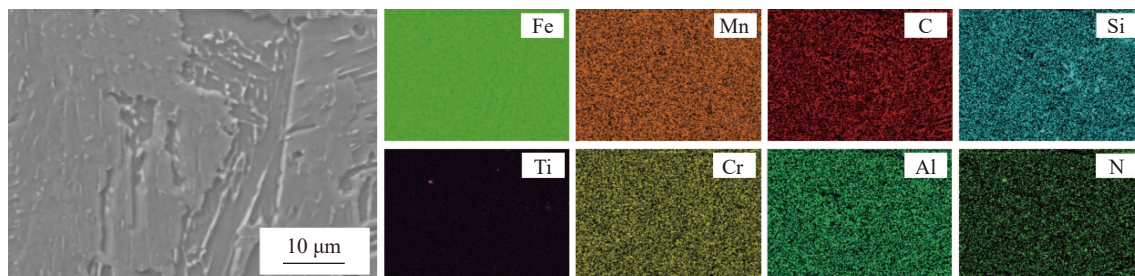


图 14 1 290 ℃ 的 EDS 元素面分布

Fig. 14 EDS elemental mapping of steel soaked at 1 290 ℃

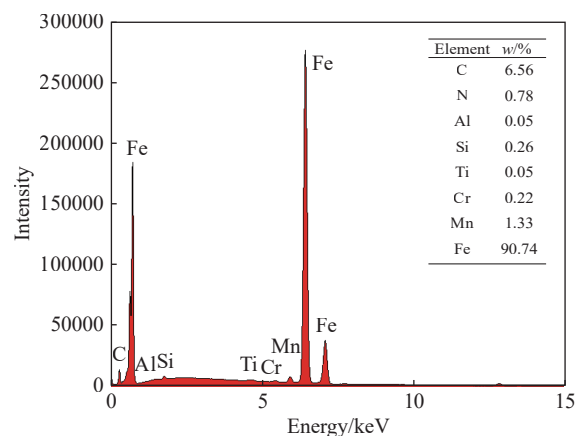


图 15 1 290 ℃ 保温 160 min 的 EDS 能谱

Fig. 15 EDS energy spectrum diagram of steel soaked at 1 290 ℃ for 160 min

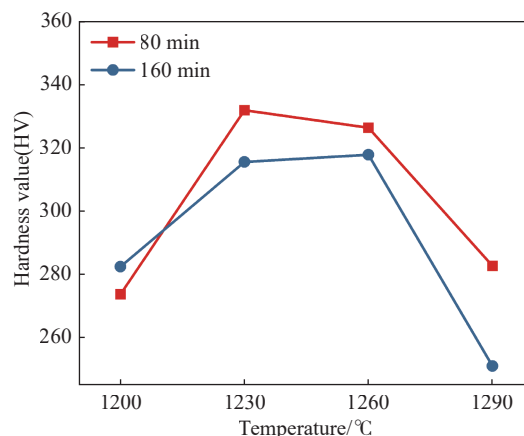


图 16 不同温度下的维氏硬度

Fig. 16 Vickers hardness of steel soaked at different temperatures

3 结论

1)汽车大梁钢的原始组织为铁素体和珠光体。经1 200、1 230、1 260 ℃和1 290 ℃加热并分别保温80 min和160 min后水淬,均获得板条状马氏体。随加热温度或保温时间延长,奥氏体晶粒长大,马氏体板条增宽。当加热温度为1 230 ℃,保温时间160 min时,析出纳米级Ti(C, N),产生析出强化作

用;当加热温度为1 290 ℃,保温160 min时,晶粒异常长大,生成粗大的TiN,失去钉扎作用,细晶与析出强化效果减弱。

2)确定最佳加热温度为1 230~1 260 ℃,保温时间为80~160 min。此条件下,纳米级的第二相产生析出强化作用,且Ti元素的固溶体有效地固定晶界并细化晶粒,能够显著提高试验钢的硬度(HV),范围为315.70至332.03。

参考文献

- [1] 韩荣,刘洪喜,尉文超,等. Ti-V-Mo微合金化22MnB5钢中析出相及其强化作用[J]. 钢铁, 2022, 57(2): 127-138.
Han Rong, Liu Hongxi, Yu Wenchao, et al. Precipitates and their strengthening in Ti-V-Mo microalloyed 22MnB5 steel[J]. Iron and Steel, 2022, 57(2): 127-138.
- [2] Xu Ning, Wang Lingyu, Hu Jun, et al. Enabling strong and formable advanced high-strength steels through inherited homogeneous microstructure[J]. Scripta Materialia, 2025, 259: 116560.
- [3] 吴林,刘文胜,张可,等. Ti微合金淬火钢等温回火过程中组织及硬度变化[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(11): 184-191.
Wu Lin, Liu Wensheng, Zhang Ke, et al. Changes in microstructure and hardness of Ti-microalloyed quenched steel during isothermal tempering process[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(11): 184-191.
- [4] Li Shihao, Kumar P, Chandar S, et al. Directed energy deposition of metals: processing, microstructures, and mechanical properties[J]. International Materials Reviews, 2023, 68(6): 605-647.
- [5] Qin Zou, Ye Xihui, Li Yanguo, et al. Effects of Ti on microstructure and properties of Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2023, 293: 126992.
- [6] Hu Jun, Li Xuyang, Zhang Zheming, et al. Overcoming the strength-ductility trade-off in metastable dual-phase heterogeneous structures using variable temperature rolling and annealing[J]. Materials Research Letters, 2023, 11(8): 648-654.
- [7] Nagini M, Murty B S. Mechanical alloying: An advanced processing route for development of iron-based oxide-dispersion-strengthened alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2025, 27(6): 2401111.
- [8] Song Hongyu, Wang Guodong, Liu Haitao. Effect of cold rolling on microstructure and texture evolution in strip casting Fe-36% Ni invar alloy foil[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 888: 161519.
- [9] Theska F, Nomoto K, Godor F, et al. On the early stages of precipitation during direct ageing of alloy 718[J]. Acta Materialia, 2020, 188: 492-503.
- [10] 王翊. 钛微合金化700 MPa级高强钢强化机理及工艺开发[D]. 北京: 北京科技大学, 2024.
Wang Yi. Strengthening mechanism and process development of titanium microalloyed 700 MPa grade high strength steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2024.
- [11] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
Yong Qilong. Secondary phases in steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [12] 闫昆,李绍宏,韩顺,等. 固溶时间对18Ni(250)马氏体时效钢组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(12): 159-166.
Yan Kun, Li Shaohong, Han Shun, et al. Effect of solution treatment time on microstructure and properties of 18Ni(250) maraging steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2024, 45(12): 159-166.
- [13] 吕志伟. 钛微合金钢中纳米碳化物等温析出及其强化效果研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2021.
Lü Zhiwei. Investigation on isothermal precipitation and strengthening effect of nano carbide in titanium micro-alloyed steel[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2021.
- [14] 杜开平,于月光,张淑婷,等. 超快速冷却条件下Ti微合金钢中纳米碳化物及其强化作用[J]. 有色金属科学与工程, 2016, 7(4): 27-32.
Du Kaiping, Yu Yueguang, Zhang Shuting, et al. Nano-carbide precipitates in Ti microalloyed steel under ultra fast cooling condition and their strengthening effect[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2016, 7(4): 27-32.

- [15] 王广连, 朱荣, 申景霞, 等. 20CrMnTi 渗碳齿轮钢中 Ti(C, N) 的粗化行为[J]. 北京科技大学学报, 2009, 31(S1): 182-184.
Wang Guanglian, Zhu Rong, Shen Jingxia, et al. Ostwald ripening of Ti (C, N) in 20CrMnTi gear steels[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2009, 31(S1): 182-184.
- [16] Chen Chihyuan, Liao Menghsuan. Synergistic effects of carbon content and Ti/Mo ratio on precipitation behavior of HSLA steel: Insights from experiment and critical patent analysis[J]. Materials & Design, 2020, 186: 108-361.
- [17] Wang Zhenqiang, Sun Xinjun, Yang Zhigang, et al. Effect of Mn concentration on the kinetics of strain induced precipitation in Ti microalloyed steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 561: 212-219.
- [18] Mukherjee S, Timokhina I, Zhu Chen, et al. Clustering and precipitation processes in a ferritic titanium-molybdenum microalloyed steel[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 690: 621-632.
- [19] 胡继康, 殷立涛, 周玉成, 等. 二次固溶处理对低温用马氏体时效钢组织与力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(9): 133-141.
Hu Jikang, Yin Litao, Zhou Yucheng, et al. Effect of secondary solution treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel for low temperature application[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2025, 46(9): 133-141.
- [20] Wang Yi, Che Zhichao, Chen Yufeng, et al. Influence mechanism of solution temperature on microstructure evolution and tensile properties of Ti microalloyed high strength steel CGLC700[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 2936-2944.
- [21] Liu Tao, Long Mujun, Chen Dengfu, et al. Effect of coarse TiN inclusions and microstructure on impact toughness fluctuation in Ti micro-alloyed steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2018, 25(10): 1043-1053.
- [22] Duan Haojian, Zhang Ying, Ren Ying, et al. Distribution of TiN inclusions in Ti-stabilized ultra-pure ferrite stainless steel slab[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2019, 26(9): 962-972.

编辑 邓淑惠

(上接第 91 页)

- [19] 李洪桂. 冶金原理 (第二版)[M]. 北京: 科学出版社, 2018.
Li Guihong. Principles of metallurgy. 2nd ed[M]. Beijing: Science Press, 2018.
- [20] 战东平, 邱国兴, 牛奔, 等. 氮在钢液中溶解的热力学及动力学研究[J]. 炼钢, 2015, 31(5): 7-11.
Zhan Dongping, Qiu Guoxing, Niu Ben, et al. Thermodynamics and kinetics research of nitrogen dissolution in steel[J]. Steelmaking, 2015, 31(5): 7-11.
- [21] Ono-Nakazato H, Matsui A, Miyata D, et al. Effect of aluminum, titanium or silicon addition on nitrogen removal from molten iron[J]. ISIJ int, 2003, 43(7): 975-982.
- [22] Ono-Nakazato H, Usui T, Morisawa S. Rate of nitrogen desorption from CaO-Al₂O₃ melts to gas phase[J]. Metall Mater Trans B, 2002, 33(3): 393-401.
- [23] Fruehan R J, Goldstein D, Sarma B, et al. Recent advances in the fundamentals of the kinetics of steelmaking reactions[J]. Metall Mater Trans B, 2000, 31(5): 891-898.
- [24] 唱鹤鸣, 陈伯平, 陈梓庆, 等. 熔渣下钢液真空脱氮动力学[J]. 工程科学学报, 1996, 18(6): 505-508.
Chang Heming, Chen Boping, Chen Ziqing, et al. Kinetics of vacuum denitrogenation from steel using fluxes[J]. Chin J Eng, 1996, 18(6): 505-508.
- [25] Niu J P, Yang K N, Sun X F, et al. Denitrogenation during vacuum induction melting refining Ni base superalloy using CaO crucible[J]. Mater Sci Tech Ser, 2002, 18(9): 1041.
- [26] 郭汉杰. 冶金物理化学[M]. 北京: 高等教育出版社, 2021.
Guo Hanjie. Physical chemistry of metallurgy[M]. Beijing: Higher Education Press, 2021.
- [27] 彭飞, 王立辉, 张庆宇, 等. 电弧炉冶炼超低碳汽车用钢的工艺实践[J]. 炼钢, 2024, 40(4): 74-79.
Peng Fei, Wang Lihui, Zhang Qingyu, et al. Process practice of smelting ultra-low carbon automobile steel by the electric arc furnace[J]. Steelmaking, 2024, 40(4): 74-79.

编辑 唐肖