



热锻加热温度与时间对 20CrMnTi 渗碳晶粒度的影响

李博鹏^{1,3}, 刘林凤², 柳 萍^{1,3}, 贾 涛², 王 震^{1,3}

(1 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001; 2 数字钢铁全国重点实验室, 东北大学, 沈阳 110819;

3 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001)

摘 要:通过研究 20CrMnTi 钢在不同锻造加热工艺下的锻后冷却相变与析出行为、经等温正火与伪渗碳后的原奥氏体晶粒形貌。结果表明,对于常规热轧棒料,在 1220 °C 加热保温 2、3、5、10 min 的锻造加热工艺下,渗碳后均可获得正常原奥氏体晶粒形貌;采用“1 000 °C×2 h 均匀化处理、950 °C 形变后在 700 °C 炉冷到室温”使热轧棒料中(Nb, Ti)C 充分析出,在 1 220 °C 锻造加热的时间需不低于 5 min,经同样等温正火和渗碳后可避免原奥氏体混晶缺陷。不同成分实验钢表面钛减量化的设计下,通过锻造前加热温度和时间确保微合金碳氮化物的充分回溶,同样可以达到 960 °C 伪渗碳不混晶。避免热轧棒料中微合金碳氮化物的过量析出,可以减轻下游锻造厂锻造加热时微合金碳氮化物回溶所需的温度和时间。

关键词:20CrMnTi 钢; 热锻; 等温正火; 伪渗碳; 原奥氏体晶粒

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N250525 **中图分类号:**TG307

Effect of Hot-Forging Heating Temperature and Time on the Austenite Grain Size of Pseudo-Carburized 20CrMnTi

Li Bopeng^{1,3}, Liu Linfeng², Liu Ping^{1,3}, Jia Tao², Wang Zhen^{1,3}

(1 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China;

2 State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, China;

3 Hubei province Key Laboratory for High Quality Special Steel, Huangshi 435001, China)

Abstract: In this work, the phase transformation and precipitation behavior of 20CrMnTi steel after forging and the morphology of the prior austenite grain after isothermal normalizing and pseudo-carburizing under different forging heating processes were investigated. Results show that, for the conventional hot-rolled bars, the normal prior austenite grain morphology after carburizing can be obtained under the forging heating process of 1 220 °C×2, 3, 5 and 10 min. Using the pretreatment, i. e., homogenized by 1 000 °C×2 h, deformed at 950 °C and then furnace-cooled from 700 °C to room temperature, (Nb, Ti)C fully precipitated from the hot-rolled state. In order to avoid the abnormal growth of the prior austenite grain after the same isothermal normalizing and carburizing process, the forging heating time at 1 220 °C should be no less than 5 min. Under the design of titanium reduction on the surface of test steels with different compositions, ensuring the sufficient re-dissolution of microalloyed carbonitrides through the heating temperature and time before forging can also achieve no mixed grains in the 960 °C pseudo-carburizing process. Maximizing the avoidance of excessive precipitation of microalloyed carbonitrides in hot-rolled bars can reduce the temperature and time required for the re-dissolution of microalloyed carbonitrides during the forging heating process in downstream forging plants.

Key Words : 20CrMnTi Steel; Hot-Forging; Isothermal Normalizing; Pseudo-Carburizing; Prior Austenite Grain

齿轮是汽车和机械制造业的重要传动部件^[1-2],其中,20CrMnTi 齿轮钢由于性能可靠、价格低廉得到广泛采用。目前,占各类齿轮钢用量的 60% 以上^[3]。热锻齿轮的一般生产工艺为^[4]:来料检验→热锻→正火→抛丸与粗车→滚齿→渗碳淬火与低温回火→强力喷丸→磨齿→检查入库。渗碳齿轮钢的常见缺陷是混晶缺陷(混晶缺陷是指材料内部

原奥氏体晶粒尺寸呈现显著不均匀性的一种组织缺陷,表现为粗大晶粒与细小晶粒在微观视场内无序共存,极差大于 3 级,或出现 4 级及以下晶粒,简称混晶缺陷),即渗碳过程中奥氏体晶粒的异常长大,而利用第二相粒子(主要是微合金碳、氮化物)的钉扎效应是抑制混晶缺陷的最常用手段。

在热锻齿轮的制造过程中,相对于正火与渗碳

基金项目: 中信集团重大科技创新项目“基于稀有金属应用的新材料开发”(No.2022ZXKYA06100)

作者简介: 李博鹏(1981—),男,硕士,高级工程师; **E-mail:** libopeng@citicsteel.com; **收稿日期:** 2025-08-23

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

工序^[5-8],热锻作为齿轮钢棒料热加工的第一道工序,对第二相固溶与析出行为的调控起到至关重要的作用。与此同时,合理的锻造工艺也可保证获得良好的锻造组织和性能^[9]。

任承灼^[10]研究了40CrNiMoA钢的锻造工艺,结果表明,更高的锻造加热温度有利于奥氏体本质晶粒度的改善,其原理是锻造加热时AlN充分回溶并在后续热加工时再次弥散析出。董芳等^[11]研究也发现,更高的锻造加热温度可促使18Cr2Ni4WA钢获得更好的本质晶粒度。陈建文等^[12]研究了锻造加热温度和保温时间对20Cr2Ni4A钢奥氏体晶粒长大行为的影响,研究发现,当温度高于1 150℃时,第二相粒子溶解导致奥氏体晶粒尺寸迅速增大。白瑞娟等^[13]等研究发现,温锻工艺更易于导致20CrMnTiH3齿轮钢渗碳后混晶缺陷。Saito等^[14]研究了Al、Nb微合金化齿轮钢锻造加热温度对渗碳晶粒度的影响,发现渗碳后原奥氏体晶粒尺寸随着锻造加热温度的升高而增大,因为较高的加热温度使热轧态中AlN回溶并在随后冷却与正火过程中依附于Nb(C, N)形核析出,导致钉扎力下降和奥氏体晶粒粗化,但未出现混晶缺陷。

以20CrMnTi齿轮钢为对象,分析了热锻冷却过程中的相变与析出行为;并通过热轧态中微合金碳氮化物主要是(Nb, Ti)C的析出状态调控,细致研究了锻造加热条件对伪渗碳后奥氏体晶粒形貌的影响;与此同时,采用极限锻造加热工艺,评估了20CrMnTi钢抗混晶缺陷的能力,进一步表明了锻造加热对于热锻齿轮渗碳晶粒度细化的重要性。

1 实试验材料及方法

采用国内钢厂生产的20CrMnTi- ϕ 70 mm热轧棒料为实验钢,合金成分见表1。热轧态实验钢1[#]、2[#]、3[#]经960℃保温5 h水淬的伪渗碳后,检测奥氏体晶粒度均为8级。

采用实验钢1[#]为原材,进行热处理模拟试验①。热锻模拟工艺为,将试样以10℃/s加热至1220℃,分别保温2、3、5、10 min;然后以10℃/s冷却到920℃进行锻造模拟,施加真应变为-0.7的压缩变

形,应变速率为2 s⁻¹,形变后以0.65℃/s冷却至700℃,保温10 min后以30℃/s冷却至室温。然后,进行等温正火,即在950℃保温2 h后,冷却至650℃保温3 h后,而空冷到室温。伪渗碳工艺:在960℃保温5 h,然后水淬到室温。

在同样的等温正火和渗碳工艺下,为进一步探究热轧棒料中(Nb, Ti)C析出程度对渗碳后原奥氏体晶粒形貌的影响,设计了热处理模拟试验②。在热锻之前,先对热轧棒料进行预处理,即在1 000℃均热2 h后,轧制至30 mm厚度,轧后空冷到700℃再入炉冷却至室温,促使(Nb, Ti)C在热锻前充分析出。热锻模拟工艺为,将试样加热至1 220℃,分别保温1.5、2、3、5、10 min;然后以10℃/s的速率冷却到920℃进行锻造变形,形变后分别以0.65℃/s冷却至700℃,然后以0.48℃/s冷却至400℃,最后空冷到室温。再进行如前所示的等温正火和伪渗碳处理。锻造模拟试验、等温正火与伪渗碳试验分别在Gleeble 3800热力模拟试验机、箱式电阻炉上完成,如图1所示。

相对于实验钢1[#]、2[#]、3[#]的微合金元素添加量相对低,在本研究中用于极限锻造加热条件下的抗混晶缺陷能力评估。对于实验钢2[#],采用两种锻造加热工艺,即③1 250℃×2 h和④1 100℃×2 h,然后模拟锻造形变;对于实验钢3[#],在热轧棒料头、尾取样,完成⑤1 220℃×10 min(在炉时间)锻造加热后,不施加形变,直接空冷至室温。等温正火工艺与热处理模拟试验①和②中采用的工艺相同。伪渗碳处理是,将试样分别在960、980℃保温4 h,然后水淬至室温。

2 试验结果

2.1 锻后冷却过程中的相变与析出行为

图2为实验钢1[#]在热处理模拟试验中锻后冷却过程中的膨胀量-温度曲线。在热处理模拟试验①中,在锻后冷却过程中,奥氏体分解即向铁素体、珠光体的转变始于750℃,在700℃等温时相变继续发生;在等温后的淬火过程中,在262℃时开始发生马氏体相变。后续等温正火后获得了常规“铁素体+珠

表1 20CrMnTi- ϕ 70 mm热轧棒料的合金成分(质量分数)和试验方案

Table 1 Alloy Composition of 20CrMnTi Hot-Rolled Bars with Diameter of ϕ 70 mm

实验钢	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	N	%	试验方案
1 [#]	0.20	0.26	0.98	0.016	0.022	1.13	0.055 1	0.021	0.005 5		①②
2 [#]	0.20	0.27	1.27	0.017	0.018	1.24	0.024 4	0.032	0.004 0		③④
3 [#]	0.19	0.24	1.05	0.013	0.023	1.24	0.032 6	0.022	0.006 2		⑤

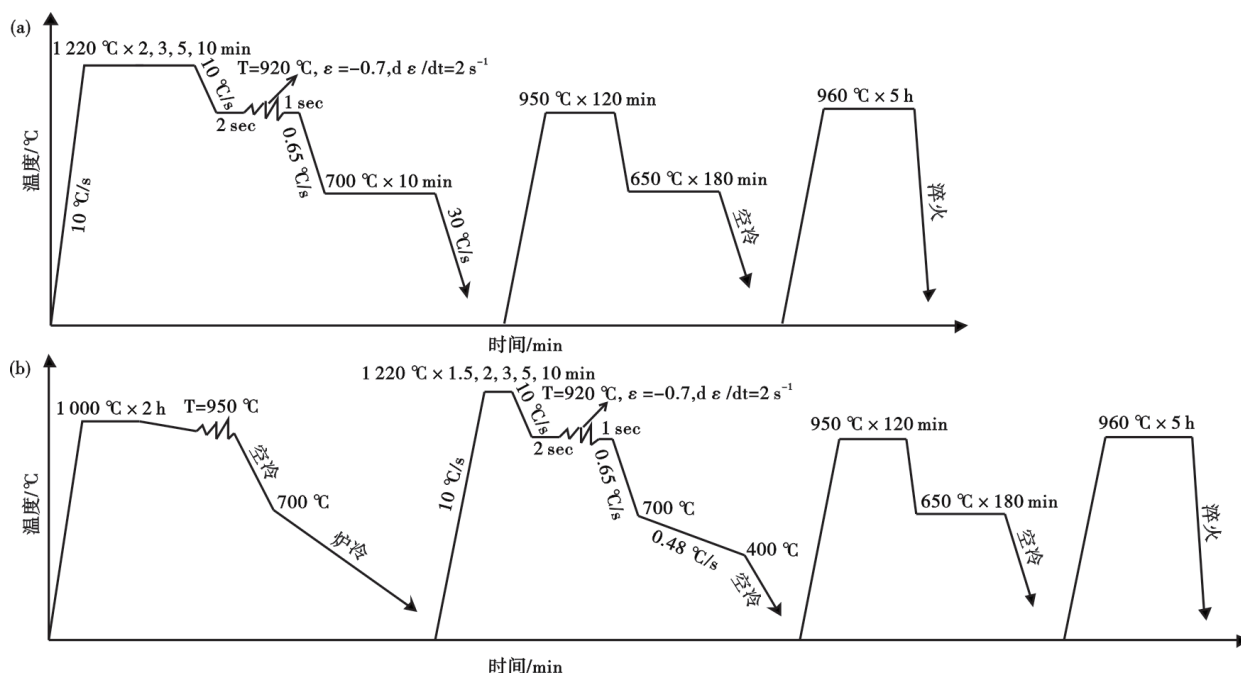


图1 实验钢1*“热锻工艺”研究示意图:(a)热模拟试验①, (b)热模拟试验②

Fig. 1 Schematic Diagram of "Hot Forging Process" Research for Experimental Steel No. 1: (a)Thermal simulation experiment ①, (b)Thermal simulation experiment ②

光体”组织,消除了马氏体对渗碳时奥氏体晶粒长大的不利影响。相对地,在热处理模拟试验②中,锻后采用分段式连续冷却,接近于锻造时常见的锻后空冷或风冷而后入料框堆冷的冷却方式,相变温度区间为745~600 °C,获得“铁素体+珠光体”组织。

图3为热处理试验①中不同锻造加热条件时的锻后析出物形貌,不同锻造试样中均存在高密度、纳米级析出相。根据图3中的析出物尺寸可以判断,在1 220 °C加热2~10 min可以使热轧棒料中析

出物充分回溶至奥氏体基体,而后于冷却过程中在铁素体中再次以Nb、Ti复合碳化物形式形核析出(如果是锻造时析出,不能达到数百纳米尺寸级别)。可以看出,不同试样中的析出物形貌无明显差异。除此之外,不同锻造加热条件下的锻造试样中均存在少量大尺寸(~200 nm)的含Ti析出物,应为连铸时析出的TiN颗粒,由于其较高的全固溶温度^[14](>1 500 °C),在后续热加工过程中均无法回溶至基体。

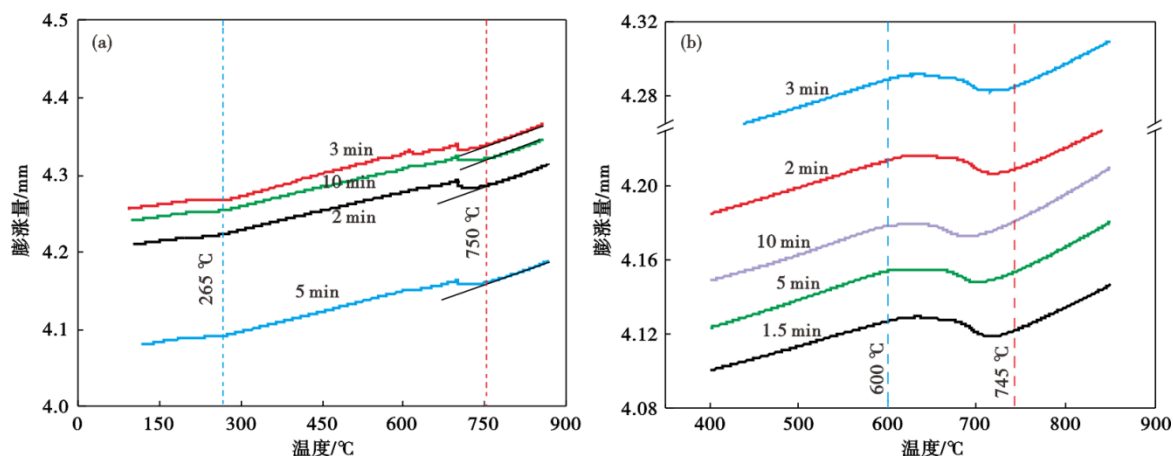


图2 实验钢1*20CrMnTi 锻后冷却过程中的膨胀量-温度曲线:(a)热模拟试验①, (b)热模拟试验②

Fig. 2 Dilatation-temperature curve during post-forging cooling process of experimental steel No. 1 20CrMnTi: (a)Thermal simulation experiment ①, (b)Thermal simulation experiment ②

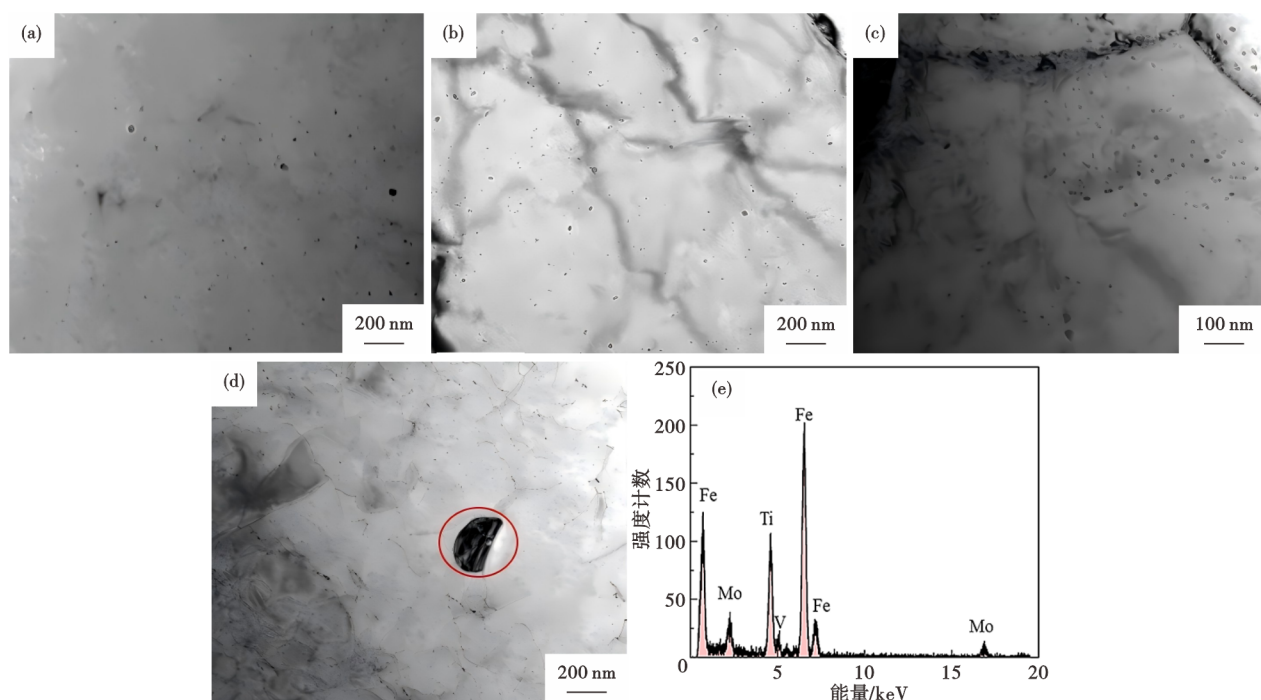


图3 实验钢1#20CrMnTi热模拟试验①热锻试样中的析出形貌:(a)2 min;(b)5 min;(c)(d)10 min;(e)图(d)中析出物的EDS结果

Fig. 3 Precipitation morphology in Hot-Forged specimens from Thermal simulation experiment ① of experimental steel No. 1 20CrMnTi : (a)2 min; (b)5 min; (c) (d)10 min ; (e)The EDS results of the precipitate in Figure (d)

2.2 锻造加热时间对渗碳晶粒度的影响

图4和图5为热处理模拟试验①和②中伪渗碳后的原奥氏体晶界形貌。图4表明,经1 220 °C固溶2~10 min的试样在渗碳后均未出现混晶缺陷,说明1 220 °C×2 min的锻造加热即可使得热轧棒料中的析出相充分回溶,在渗碳时达到较好的钉扎效果。相对地,在热处理模拟试验②中,热锻前的预处理使热轧棒料中(Nb, Ti)C充分析出,经伪渗碳后,对应于1 220 °C×(1.5~3) min锻造加热条件的试样出现了混晶缺陷,而经1 220 °C×(5~10)min锻造加热的试样在渗碳时为奥氏体晶粒正常长大。由此可知,热轧冷却时,棒料中微合金碳氮化物析出越多,

则需要更高的温度和更长的加热时间才能使析出相在锻造加热时充分回溶,而后再在后续热加工过程中再次形核析出,达到渗碳时有效钉扎奥氏体晶界的目的。

2.3 锻造加热温度对渗碳晶粒度的影响

图6和图7是实验钢2#经模拟锻造、等温正火和960、980 °C伪渗碳后的原奥氏体晶粒图,其中,锻造加热条件分别为试验③1 250 °C×2 h和试验④1 100 °C×2 h。图8是实验钢3#(试验⑤)经模拟锻造加热(未形变)、等温正火和960、980 °C伪渗碳后的原奥氏体晶粒图。可以看出,实验钢2#在1 250 °C×2 h锻造加热后,经锻造、等温正火和960、980 °C×4 h

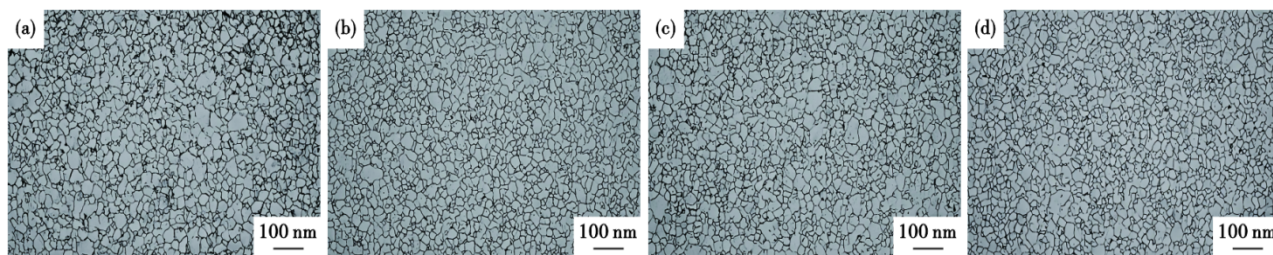


图4 实验钢1#20CrMnTi热处理模拟试验①中伪渗碳后原奥氏体晶粒形貌:(a)2 min,8级;(b)3 min,8级;(c)5 min,8级;(d)10 min,8级

Fig. 4 Prior austenite grain boundary morphology after pseudo-carburizing in Thermal simulation experiment ① of experimental steel No. 1 20CrMnTi : (a)2 min, grade size 8; (b)3 min, grade size 8; (c)5 min, grade size 8; (d)10 min, grade size 8

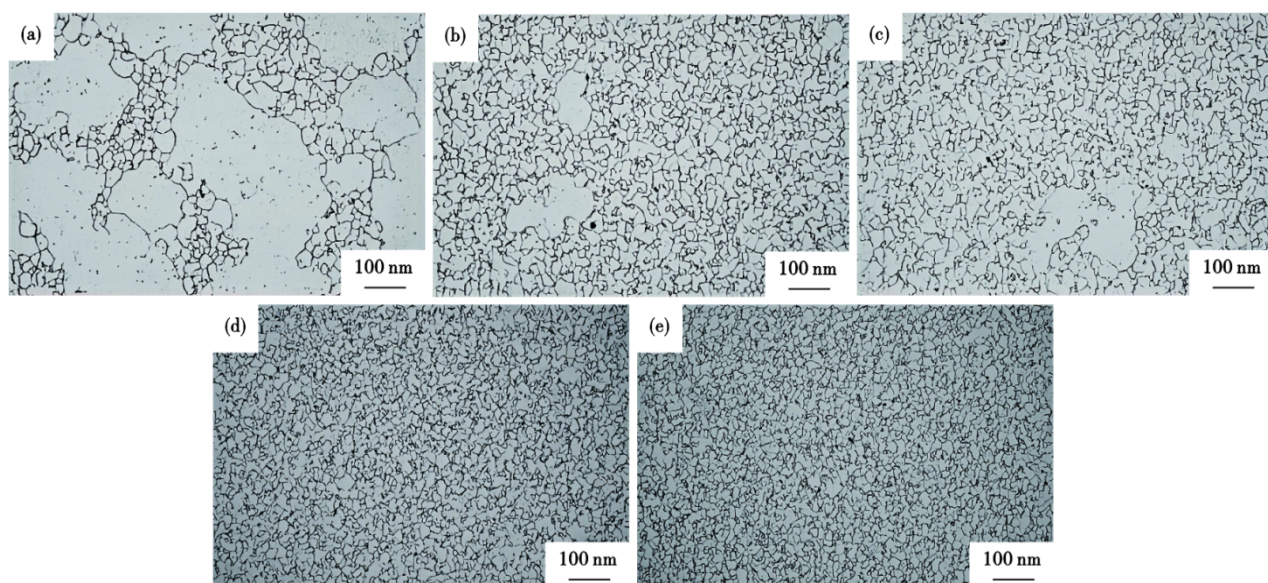


图5 实验钢1#20CrMnTi热处理模拟试验②中伪渗碳后原奥氏体晶粒形貌: (a)1.5 min,0~8级; (b)2 min,8~3级; (c)3 min,8~3级; (d)5 min,8级; (e)10 min,8级

Fig. 5 Prior austenite grain boundary morphology after pseudo-carburizing in Thermal Simulation experiment ② of experimental steel No. 1 20CrMnTi: (a)1.5 min, grade size 0~8; (b)2 min, grade size 8~3; (c)3 min, grade size 8~3; (d)5 min, grade size 8; (e)10 min, grade size 8

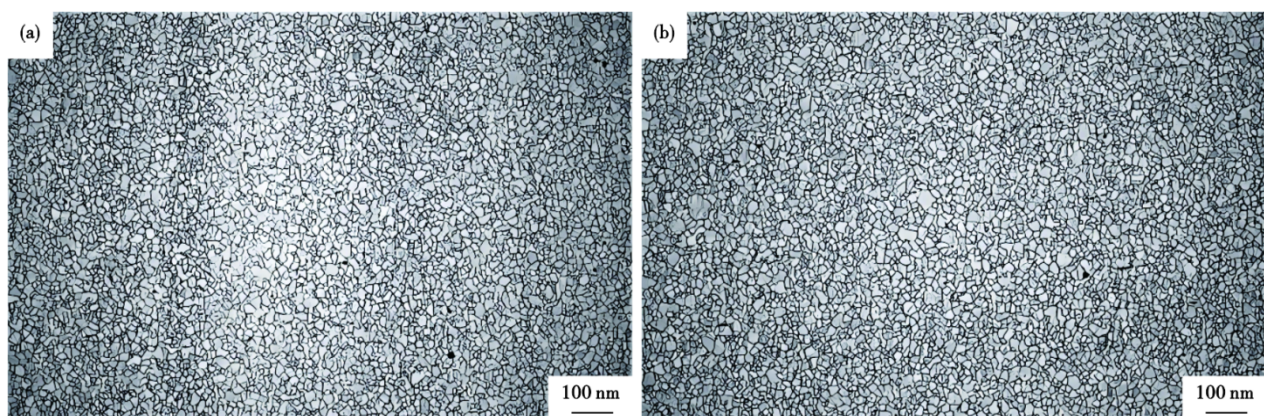


图6 实验钢2#伪渗碳后的原奥氏体晶粒(试验③锻造加热条件为 $1\,250\,^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$): (a)960 $^{\circ}\text{C}$, (b)980 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 6 Prior austenite grain boundaries of experimental steel No. 2 after pseudo-carburizing (Test ③ Forging heating condition: $1\,250\,^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$): (a)960 $^{\circ}\text{C}$, (b)980 $^{\circ}\text{C}$

伪渗碳后,试样均未出现混晶缺陷;然而,当锻造加热条件调整为 $1\,100\,^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$ 后,960、980 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳时均出现不同程度的奥氏体混晶现象。实验钢3#在 $1\,220\,^{\circ}\text{C}\times 10\,\text{min}$ 的锻造加热条件下,960 $^{\circ}\text{C}\times 4\,\text{h}$ 伪渗碳后获得正常的原奥氏体晶粒形貌,而在980 $^{\circ}\text{C}\times 4\,\text{h}$ 伪渗碳后观察到混晶缺陷。

伪渗碳试验结果表明,保证锻造加热时(Nb, Ti)C的充分回溶,可以在实验钢2#的微合金成分设计即 $0.024\,4\%w[\text{Ti}]$ 、 $0.032\%w[\text{Nb}]$ 的条件下实现980 $^{\circ}\text{C}\times 4\,\text{h}$ 抗渗碳混晶的能力。

3 分析与讨论

渗碳齿轮中的混晶现象一直是齿轮钢及其热处理工艺研发的一个重要课题,采用第二相(主要是微合金碳氮化物)钉扎渗碳时的奥氏体晶界迁移、抑制个别晶粒的异常长大行为是最行之有效的物理冶金学手段,因此,微合金碳氮化物固溶与析出行为的调控是渗碳齿轮制造全工艺过程中的核心技术。

试验①表明,热轧棒材晶粒度合格的前提下,钢材经过 $1\,220\,^{\circ}\text{C}$ 保温2 min及以上模拟锻造形变,

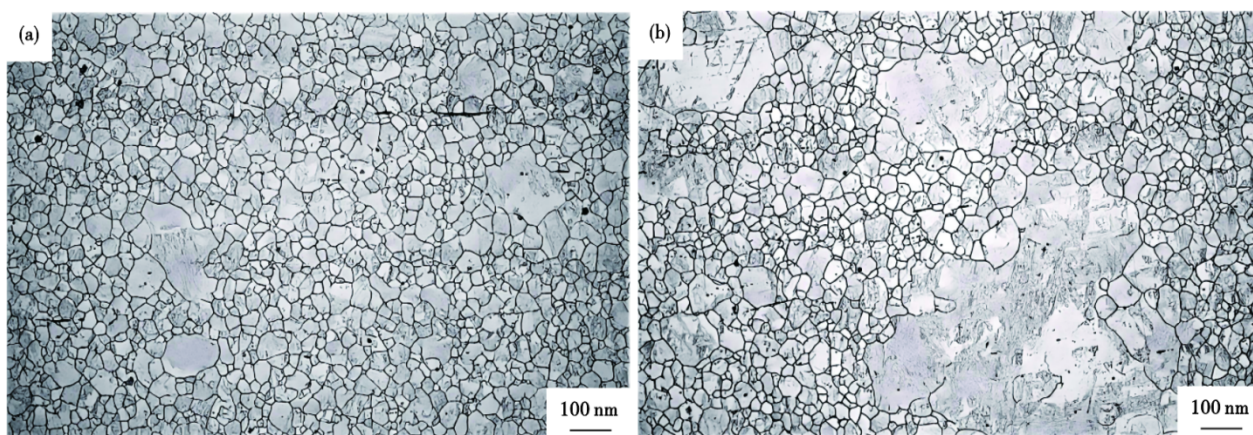


图7 实验钢2#伪渗碳后的原奥氏体晶粒(试验④锻造加热条件为 $1\,100\,^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$): (a)960 $^{\circ}\text{C}$, (b)980 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 7 Prior austenite grain boundaries of experimental steel No. 2 after pseudo-carburizing (Test ④ Forging heating condition: $1\,100\,^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$): (a)960 $^{\circ}\text{C}$, (b)980 $^{\circ}\text{C}$

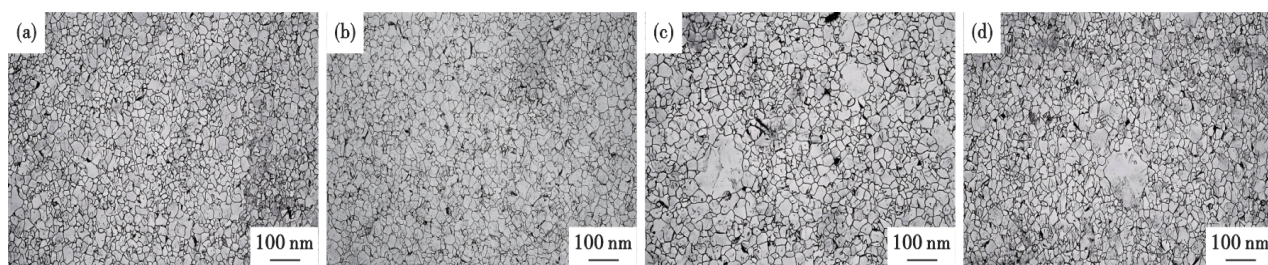


图8 实验钢3#试验⑤伪渗碳后的原奥氏体晶粒形貌: (a)960 $^{\circ}\text{C}$,头部; (b)960 $^{\circ}\text{C}$,尾部; (c)980 $^{\circ}\text{C}$,头部; (d)980 $^{\circ}\text{C}$,尾部

Fig. 8 Prior austenite grain boundary morphology of experimental steel No. 3 Test ⑤ after pseudo-carburizing: (a) 960 $^{\circ}\text{C}$, head; (b) 960 $^{\circ}\text{C}$, tail; (c) 980 $^{\circ}\text{C}$, head; (d) 980 $^{\circ}\text{C}$, tail

经过等温正火,960 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳晶粒度合格。

试验②通过设定工艺,促使(Nb, Ti)C在热锻前大量析出,模拟锻造加热在1 220 $^{\circ}\text{C}$ 加热时最少需要保温5 min才能避免混晶缺陷。

由试验①和②可知,热轧棒料需保证晶粒度检验合格的前提下,避免热轧棒料中微合金碳氮化物的过量析出,这样可以减轻下游锻造厂锻造加热时微合金碳氮化物回溶所需的温度和时间条件。锻造加热时确保微合金碳氮化物的充分回溶,以便于后续热加工时的再次形核析出是避免渗碳时混晶缺陷的一个要点。

试验③和④极限加热温度验证,在实验钢2#“0.024 4%w[Ti]、0.032%w[Nb]”微合金成分设计下,1 250 $^{\circ}\text{C}$ 保温2 h可获得960、980 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳合格晶粒度,而1 100 $^{\circ}\text{C}$ 保温2 h因碳氮化物未能充分回溶,导致960、980 $^{\circ}\text{C}$ 均出现不同程度混晶缺陷。

试验⑤和试验①相比,Ti含量降低的情况下,1 220 $^{\circ}\text{C}$ 保温10 min模拟锻造加热,仍可以保证960 $^{\circ}\text{C}$ 晶粒度合格。

4 结论

通过研究20CrMnTi- $\phi 70\,\text{mm}$ 齿轮钢锻后冷却相变与析出行为,在同一温度不同加热时间和相同加时间不同温度下分别进行试验,重点分析了锻造加热条件对于伪渗碳后奥氏体晶粒形貌的影响,主要结论如下:

1) 对于常规热轧棒料,在1 220 $^{\circ}\text{C}\times \geq 2\,\text{min}$ 锻造加热条件下,960 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳后的奥氏体晶粒未出现混晶缺陷;而经过“1 000 $^{\circ}\text{C}\times 2\,\text{h}$ 均匀化处理、950 $^{\circ}\text{C}$ 形变后在700 $^{\circ}\text{C}$ 炉冷到室温”使热轧棒料中(Nb, Ti)C充分析出,在1 220 $^{\circ}\text{C}$ 锻造加热的时间需不低于5 min,以避免渗碳后的混晶缺陷。

2) 采用含“0.024 4%w[Ti]、0.032%w[Nb]”的微合金化钢,通过1 250 $^{\circ}\text{C}$ 加热保温2 h,让(Ti, Nb)C在加热时充分回溶,可实现20CrMnTi齿轮钢980 $^{\circ}\text{C}\times 4\,\text{h}$ 抗渗碳混晶的能力;而1 100 $^{\circ}\text{C}$ 保温2 h加热,因(Ti, Nb)C在加热时未充分回溶,在960 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳即出现混晶缺陷,980 $^{\circ}\text{C}$ 伪渗碳混晶严重。

3)采用含“0.032 6%w[Ti]、0.022%w[Nb]”的实验钢和含“0.055 1%w[Ti]、0.021%w[Nb]”的实验钢

对比,Ti减量化设计后,用1 220 °C×10 min锻造加热条件,同样可以达到960 °C伪渗碳不混晶。

参考文献

- [1] 尉文超,张霄璐,金国忠,等. 硫化物改质对20MnCr5齿轮钢夹杂物和切削性能的影响[J]. 钢铁, 2022, 57(5): 99-106.
- [2] 李 尧,成国光,鲁金龙,等. 20CrMnTi齿轮钢中TiN夹杂物的特征与分布[J]. 中国冶金, 2020, 30(12): 28-34.
- [3] 刘海宁,王 郢,李仁兴,等. PMO凝固均质化技术在20CrMnTi齿轮钢上的应用[J]. 钢铁, 2019, 54(6): 69-78.
- [4] 吴树漂,刘占江,武云峰,等. 我国齿轮钢的生产与应用[J]. 特殊钢, 2003, 24(5): 30-33.
- [5] Saito G, Sakaguchi N, Matsuura K, et al. Effects of normalizing temperature on the precipitation of fine particles and austenite grain growth during carburization of Al- and Nb-microalloyed case-hardening steel[J]. ISIJ International, 2023, 63(4): 727-736.
- [6] 杨延辉,王毛球,王春芳,等. 钛铌微合金化齿轮钢的奥氏体晶粒长大研究[J]. 钢铁研究学报, 2012, 24(12): 32-36.
- [7] 苏 梁,弓 硕,王福明,等. 预热处理工艺对SCr420H齿轮钢高温渗碳奥氏体晶粒长大行为的影响[J]. 特殊钢, 2023, 44(3): 74-83.
- [8] 胡成飞,吴 润,尉文超,等. 淬火温度对17Cr2Ni2MoVNb重载齿轮钢组织和硬度的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(10): 91-95.
- [9] 宗国锋,吴衍长,贾林峰. 浅谈合理确定钢的锻造温度[J]. 现代制造技术与装备, 2013(5): 39-40+50.
- [10] 任承灼. 锻造温度对40CrNiMoA钢奥氏体本质晶粒度的影响[J]. 航空材料, 1984, 12(2): 18-22+34.
- [11] 杨炳南,卢桂莲,于贺清. 模锻温度对30CrMnSiA钢奥氏体本质晶粒度的影响[J]. 特殊钢, 1982, 3(6): 89-93.
- [12] 董 芳. 锻造及预备热处理工艺对18Cr2Ni4 WA锻件本质晶粒度的影响[J]. 金属加工(热加工), 2010, 35(5): 55-59.
- [13] 陈建文,袁伍丰,蒋亦舟,等. 锻造加热温度对20Cr2Ni4A钢奥氏体晶粒长大及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(2): 112-118.
- [14] 白瑞娟,万长杰,董战利,等. 温锻和等温正火对20CrMnTiH3齿轮钢渗碳淬火后奥氏体晶粒度的影响[J]. 特殊钢, 2016, 37(3): 61-63.
- [15] Saito G, Sakaguchi N, Ohno M, et al. Effects of concentrations of micro-alloying elements and hot-forging temperature on austenite grain structure formed during carburization of case-hardening steel[J]. ISIJ International, 2020, 60(11): 2549-2557.
- [16] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.

版 权 声 明

根据《中华人民共和国著作权法》,作者向《特殊钢》编辑部投稿(或接受约稿),全体作者同意,上述提交本刊发表的作品一经本刊录用,作者即将作品整体以及附属于作品的图、表、摘要或其他可以从作品中提取部分的全部版权——包括但不限于复制权、发行权、信息网络传播权、翻译权、汇编权、改编权,在著作权保护期内转让给《特殊钢》编辑部。本刊所付一次性稿酬已包含上述各种稿酬,若编辑部再以其他形式在任何地点出版该论文,将不再支付作者稿酬。

作者应保证论文是作者独立创作的原创性作品,未曾发表;不涉及侵权和泄密问题;保证论文没有一稿多投;保证论文的署名权无争议,若发生问题,一切责任由作者承担,文责自负。

如有异议,请在投稿前说明,本刊即时处理。