



超高强冷轧双相钢的临界区退火工艺探讨

何金光, 胡国贤, 肖月华, 李 壮, 李 涛, 杜文晶, 李秋阳
(文山学院冶金与材料学院, 文山 663099)

摘 要: 针对超高强冷轧双相钢化学成分(质量分数/%) 0.220C, 0.470Si, 2.500Mn, 0.410Cr, 0.050Al, 0.020Nb, 在连续退火热模拟试验机上采用临界区退火实验, 以验证退火工艺对组织及机械性能的影响。结果表明, 实验钢经临界区退火后, 得到铁素体+马氏体双相组织。马氏体造成双相钢的高强度。在退火过程中有碳化物析出, 造成沉淀强化。钢中存在残余奥氏体, 有助于双相钢在具有高强度的同时, 保持足够的塑性。在临界区温度退火, 随着退火时间延长, 实验钢进入奥氏体长大的平衡阶段, 抗拉强度逐渐升高, 伸长率逐渐降低。保温时间超过 180 s 后, 开始趋于稳定。820 °C 保温 180 s 时, 实验钢抗拉强度为 1 350 MPa、屈服强度为 745 MPa、屈强比为 0.55、伸长率为 8%、强塑积为 10 800 MPa·%, 获得了综合性能良好的超高强冷轧双相钢。

关键词: 超高强双相钢; 临界区退火; 保温时间; 马氏体岛

DOI: 10.20057/j.1003-8620.N250597 **中图分类号:** TG142.41

Investigation of Intercritical Annealing of Cold-rolled Ultra-high-strength Dual-phase Steel

He Jinguang, Hu Guoxian, Xiao Yuehua, Li Zhuang, Li Tao, Du Wenjing, Li Qiuyang
(School of Metallurgy and Materials Science, Wenshan University, Wenshan 663099, China)

Abstract: Cold-rolled ultrahigh-strength dual-phase steel (chemical composition/% : 0.220C, 0.470Si, 2.500Mn, 0.410Cr, 0.050Al, 0.020Nb) was intercritical annealed by a laboratory continuous annealing simulation machine to investigate the effect of annealing processes on microstructure and mechanical properties. The results show that a microstructure containing ferrite and martensite can be obtained. The martensite phase contributes to the high strength of dual-phase steel. Carbide precipitation during intercritical annealing contributes to precipitation strengthening. The presence of the retained austenite contributes to the combination of high strength and ductility of dual-phase steel. During intercritical annealing, prolonging the holding time leads the steel into an equilibrium stage of austenite growth. Consequently, the tensile strength gradually increases while the elongation decreases, both tending to stabilize after holding for more than 180 s. Excellent comprehensive mechanical properties that the tensile strength 1 350 MPa, yield strength 745 MPa, yield strength ratio 0.55, elongation 8%, and the strength-plasticity-product 10 800 MPa·% can be obtained when the cold-rolled ultrahigh-strength dual-phase steel holds 180 s at 820 °C.

Key Words: Ultra-high-strength Dual-phase Steel; Intercritical Annealing; Holding Time; Martensite Islands

由于新能源汽车搭载了三电系统设备, 使整车质量增加, 所以, 对轻量化技术的需求更加迫切^[1]。采用超高强钢双相钢板是使汽车车身轻量化的发展方向^[2]。双相钢板具有高强度与高延展性的平衡、优异的成型性能、耐腐蚀性、高冲击韧性、优良的焊接性能以及成本低廉等特点。在双相钢的制备过程中, 其在连续退火时能否保持良好的退火工艺参数是制备双相钢的关键环节。针对在汽车中应用的超高强度双相钢板的研究正在受到科技工作者的关注^[3-6]。铁素体和马氏体组成的双相钢通

常由低 C、低合金钢借助临界区处理或控轧控冷获得^[7-10]。

在连续退火生产线上, 常常将临界区加热叫作退火。双相钢在临界区加热时, 处于奥氏体与铁素体两相区保温, 钢中形成足够奥氏体, 奥氏体保证了后面马氏体的生成。临界区加热温度和保温时间是重要参数。通过调整淬火后马氏体的含量, 可以优化双相钢的性能^[11]。钢加热到临界区时, 在碳扩散所控制下, 完成了奥氏体的开始形核、长大过程, 同时, 铁素体充分再结晶。但过短的保温时间

基金项目: 国家高技术研究发展计划(2015AA03A501)

作者简介: 何金光(1988—), 男, 硕士, 助教; **E-mail:** 897258130@qq.com; **收稿日期:** 2025-12-16

通信作者: 李 壮(1964—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** lizhuang20047@163.com

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

是无法达到最终的平衡的。必须具有足够的保温时间,才能获得所需要的组织性能。从生产现场效率出发,考虑到钢板的形状、氧化、脱碳等因素,又希望尽量减少临界区的保温时间^[12]。

采用连续退火的热模拟实验机,作者通过对实验钢在两相区保温不同时间,获得了稳定的工艺参数,对现场超高强冷轧双相钢的实际生产具有指导意义。

1 实验材料和方法

采用实验室独立开发出的1 000 MPa以上级超高强双相钢,其化学成分为(质量分数/%) :0.220C, 0.470Si, 2.500Mn, 0.410Cr, 0.050Al, 0.020Nb。首先采用实验室低温全自动相变仪(formastor-FII)对其进行相变温度测定。其实验方案如图1所示。根据其温度-膨胀量曲线,如图2所示,测得奥氏体转变温度 A_{c1} 为652 °C、 A_{c3} 为878 °C。

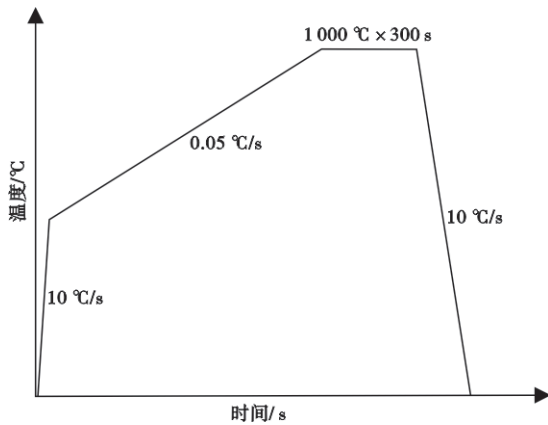


图1 用热膨胀法测定 A_{c1} 和 A_{c3} 的实验方案示意图
Fig. 1 The schematic illustration of thermal expansion method to determine A_{c1} and A_{c3}

钢坯原始厚度50 mm,将其1 200 °C加热2 h后在 ϕ 450热轧实验机上,1 150 °C开轧、820 °C终轧、层流冷却至600 °C,然后空冷,最后得到铁素体和马氏体双相组织。轧制规程为50 mm-28 mm-19 mm-13 mm-8.9 mm-6.2 mm-4.3 mm-3 mm, 3 mm的坯料经过冷轧得到1 mm实验料(冷轧前经20% HCl水溶液酸洗),再切成矩形试样100 mm×500 mm,然后在

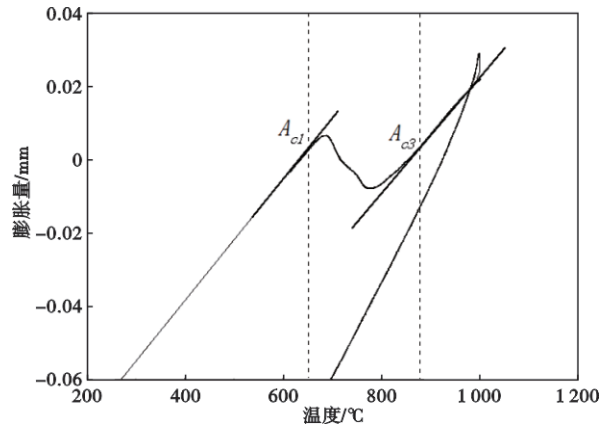


图2 温度-膨胀量曲线
Fig. 2 Temperature-swelling capacity curve

连续退火模拟实验机开展退火工艺研究。具体参数见表1。过程如下:将实验钢加热至 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间820 °C保温不同时间,再冷却至过时效温度300 °C保温180 s,然后冷至室温。整个实验过程通过微机操作控制。

在连续退火后的坯料上沿板纵向根据GB/T228—2002标准截取3个标准拉伸试样,利用SCL130拉伸机完成拉伸性能测试。在拉伸试样端部取金相试样,磨、抛后用Lepera试剂(4% $(NO_2)_3C_6H_5OH$ 加过饱和 $Na_2S_2O_3$ 水溶液)进行腐蚀^[13],然后采用LEICAQ550IW型金相显微镜,用图像分析仪按照黑白颜色灰度所占比例自动检测出不同相的含量。试样采用4%的硝酸酒精溶液腐蚀后在QUANTA600型扫描电子显微镜进行组织观察。对强度具有最高值的拉伸试样在其端部取样,经机械减薄、电解双喷后,采用FEI Tecnai G²型透射电子显微镜进行进一步的分析。

2 实验结果

2.1 显微组织

经过连续退火后的试样金相组织如图3所示。在Lepera试剂腐蚀下,图3组织中能明显的分辨出灰色的铁素体和白色的马氏体颗粒。不同工艺处理后全部得到了双相组织,该组织由铁素体与马氏体组成。亮白色的马氏体岛清晰可见,该马氏体岛分布在铁素体基体上。这种亮白色的颗粒为马氏

表1 实验钢连续退火工艺

Table 1 The process conditions of tested steel at intercritical annealing

加热速度/ (°C·s ⁻¹)	加热温 度/°C	保温时间/s			缓冷速度/ (°C·s ⁻¹)	缓冷温 度/°C	冷却速度/ (°C·s ⁻¹)	过时效温 度/°C	过时效时 间/s	冷却速度/ (°C·s ⁻¹)	
10	820	5	60	180	480	5	720	>50	300	180	20

体无疑,不是马氏体-奥氏体岛(MA岛)。在5 s保温时,较短的保温时间造成马氏体均匀分布,马氏体的平均大小大约是2 μm ;在60 s保温,较为粗大的马氏体形成,同时其含量有所增加,马氏体已呈现出大块状,其平均大小大约是5.5 μm ;在180 s保温,相对的更为均匀的马氏体出现,其平均大小大约是3 μm ;在480 s保温,由于保温时间延长,马氏体含量已经稍有增加,但增加并不明显,其平均大小大约是3.3 μm 。连续退火后的试样SEM组织如图4所示。扫描电镜下,临界区退火后得到铁素体+马氏体,其中,铁素体呈黑色、马氏体呈白色。通常马氏体具有丰富的界面和亚结构,但在扫描电镜下,未发现马氏体内部的位错、孪晶等亚结构,仅仅显示出明显的白颜色;铁素体相对内部平整干净,但在扫描电镜下,也未看到沉淀析出,仅仅显示出明显的黑色。黑、白的铁素体和马氏体差异较为明显,如图4所示。

连续退火后的试样通过金相光镜(OM)统计出的马氏体含量如图5所示。图5中,在60、480 s保温时,应用ImageJ图像处理软件估算,马氏体所占的比例较大,分别为26.28%、27.49%,马氏体体积分数实际相差很小;而在5、180 s保温时,经过估算,马氏体分数不高,分别为25.58%、25.29%。随保温时间延长,马氏体所占的比例虽变化不明显,但仍然在增加。

四种试样透射电镜下的组织如图6-8所示。可

以看出,实验钢在两相区保温5 s,组织中已经有Nb的碳化物析出,如图6所示;保温60 s,碳化物析出更加明显,如图7(a)所示,能谱分析表明,该碳化物为Nb的碳化物(图7(b));保温180 s,衍射花样证实有残余奥氏体的存在,如图8(a)所示;保温480 s,电镜下发现有大量的马氏体岛存在,如图8(b)所示。

2.2 拉伸性能

表2为临界区保温不同时间下的拉伸性能对比。图9为试样在不同保温时间下的强度、伸长率和强塑积指标。强度表现为先稍显增加然后基本趋于平稳,60 s时为最大值(抗拉强度1 430 MPa,屈服强度857 MPa)、180 s时屈强比最低(0.55),如图9(a)所示。结合表2可以看出,在180 s保温,试样的伸长率与强塑积均达最高,可以认为,实验钢在此工艺下性能最好。得到了综合性能(抗拉强度1 350 MPa、伸长率8%、强塑积10 800 MPa·%)良好的超高强冷轧双相钢,如图9(b)所示。

2.3 分析与讨论

2.3.1 退火时间对微观组织的影响分析

合金元素、临界区加热保温时间的变化均对实验钢的显微组织产生较大影响。C对双相钢中马氏体含量及其中碳含量产生影响,在亚稳奥氏体区控制C原子富集,可以最终得到双相组织,该组织为多边形铁素体基体上分布着弥散的马氏体岛。Si在双相钢中能够扩大相图的二相区,改善其工艺性能;可以净化铁素体、防止粗大碳化物在冷却时产生。

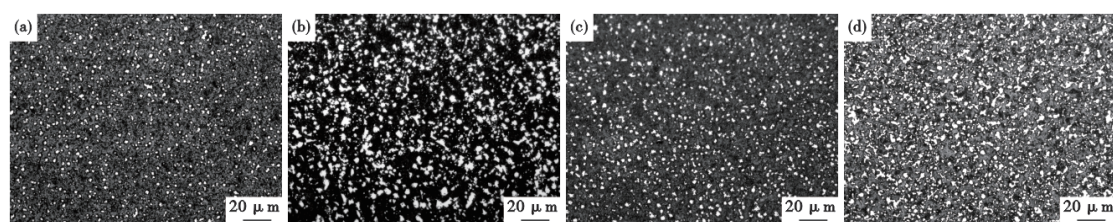


图3 临界区退火试样的金相组织(Lepera试剂腐蚀):(a) 5 s, (b) 60 s, (c) 180 s, (d) 480 s

Fig. 3 Optical micrographs of the specimens after intercritical annealing (etched by Lepera) : (a) 5 s, (b) 60 s, (c) 180 s, (d) 480 s

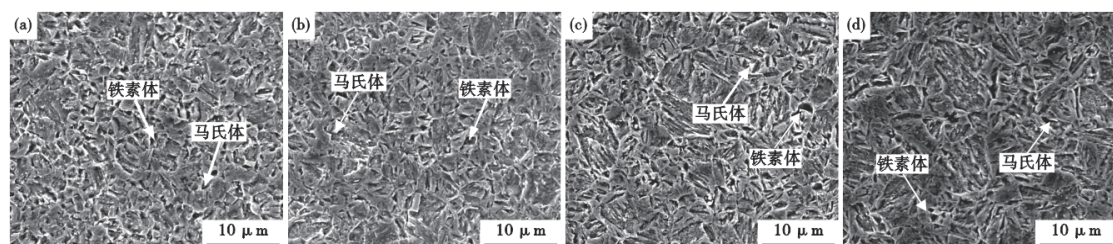


图4 临界区退火试样的SEM组织:(a) 5 s, (b) 60 s, (c) 180 s, (d) 480 s

Fig. 4 SEM micrographs of the specimens after intercritical annealing : (a) 5 s, (b) 60 s, (c) 180 s, (d) 480 s

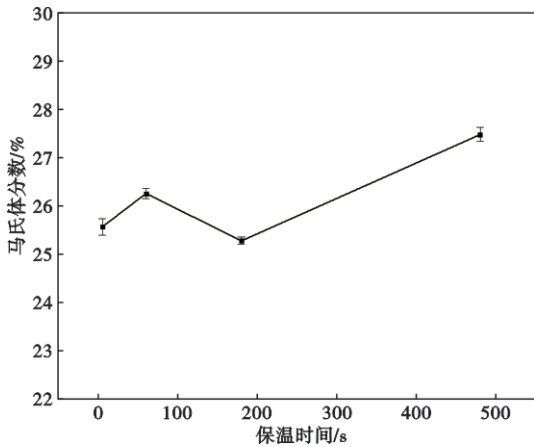


图5 不同临界区保温时间下的马氏体体积分数

Fig. 5 Volume fraction of martensite at different intercritical holding time

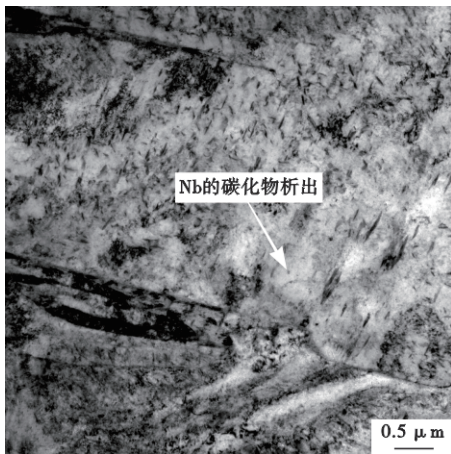


图6 退火时间5 s下实验钢的透射电镜组织

Fig. 6 TEM micrographs of tested steels annealed at 5 s

Mn对临界区退火过程中奥氏体的形成动力学产生影响,奥氏体在临界区加热形核、向铁素体长大,最后奥氏体与铁素体达到平衡的整个过程全部受其

影响。Mn能够对铁素体晶粒产生有效的细化。Nb是强碳化物形成元素,固溶状态的Nb能够细化晶粒,对C在奥氏体中富集、冷却过程中抑制奥氏体向铁素体的相变、马氏体的形核以及双相钢的整个相变行为均起着重要的作用^[14, 15]。Nb和C、N所生成的碳氮化物,能够使再结晶延迟,通过细化晶粒而使钢强化。

实验钢在临界区加热过程中,奥氏体开始形核、长大。这一过程包括奥氏体的初始长大、向铁素体内长大和最终产生平衡。由于原子扩散需要时间,毫无疑问,平衡阶段需要的时间更长。如果在临界区保温下,实验钢退火时间充分,处于完全平衡阶段,奥氏体成分尽可能均匀化,铁素体内C、Mn原子向奥氏体充分扩散,C、Mn原子使奥氏体稳定性增加,这对后面的低温相变是有利的。然而,在临界区长时间保温,在生产现场是很难实现的。在同样的加热温度下,时间越长,奥氏体形核长大越充分,最终获得马氏体数量越多。

合金元素增加了奥氏体的稳定性,造成了双相钢最后组织中的残余奥氏体的存在。钢中可能还存在着MA岛。这些MA岛在临界区加热保温过程中原是富碳的奥氏体区,在冷却后存留下来。

2.3.2 退火时间对拉伸性能的影响分析

合金元素、临界区加热保温时间对实验钢的拉伸性能也产生较大影响。Si能够通过位错交互作用的影响,使加工硬化速率和均匀延伸增加。实验钢的抗拉强度和伸长率均随着硅的添加而提高^[16]。Cr则能够使C在奥氏体中的扩散加速,通过使铁素体屈服强度降低,最终双相钢具有低的屈强比。实验钢含Mn、Cr合金元素,起到了固溶强化作用,增加了钢的淬透性^[17, 18]。双相钢在临界区退火时的

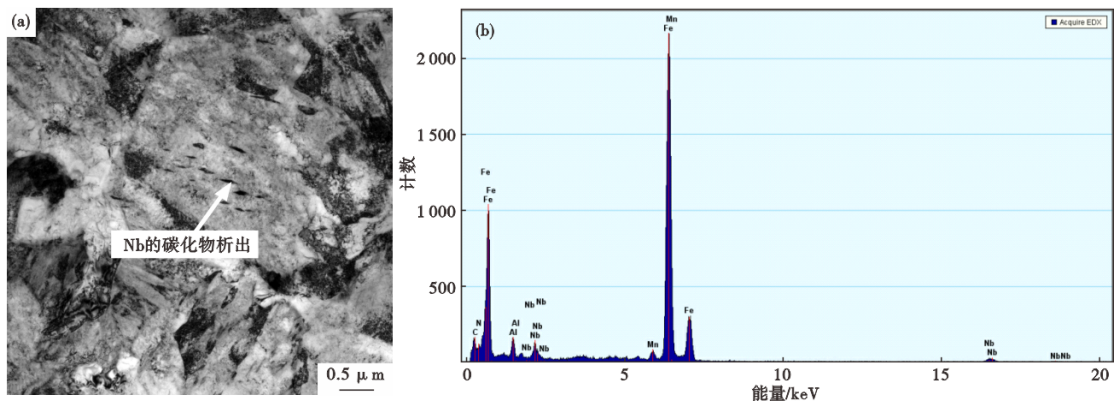


图7 退火时间60 s下实验钢的透射电镜组织:(a) 碳化物析出,(b) 碳化物的能谱

Fig. 7 TEM micrographs of tested steels annealed at 60 s : (a) carbide precipitation, (b) spectrum of precipitation

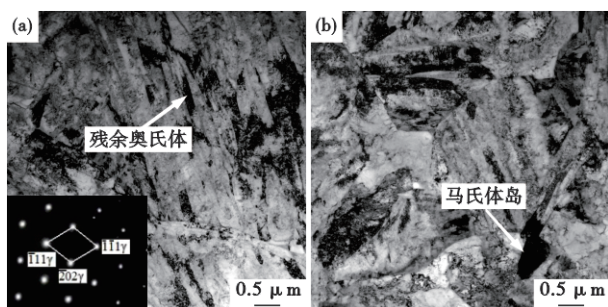


图8 退火时间180、480 s下实验钢的透射电镜组织:(a) 180 s时的残余奥氏体,(b) 480 s时的马氏体岛

Fig. 8 TEM micrographs of tested steels annealed at 180 s and 480 s : (a) retained austenite at 180 s, (b) martensite island at 480 s

表2 实验钢不同保温时间下的拉伸性能

Table 2 The tensile properties of tested steels at the various holding time

编号	保温时间/s	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	屈强比	A_{50} / %	强塑积 / (MPa·%)
1#	5	808	1 395	0.58	6.63	9 249
2#	60	857	1 430	0.60	4.98	7 126
3#	180	745	1 350	0.55	8.00	10 800
4#	480	831	1 384	0.60	5.97	8 262

冷却过程中Nb的碳化物的析出,如图6所示,易造成沉淀强化,是钢具有高强度的重要原因。保温时间的长短直接影响超高强双相钢的性能。马氏体的存在,造成双相钢具有很高的强度^[19]。

实验钢在临界区保温时,在温度不变的前提下,从热力学角度,奥氏体向铁素体转变的驱动力会一点点的降低,奥氏体向铁素体长大在某个时间将几乎是处于停止状态。60 s保温时,由于马氏体体积分数最高,如图4所示,强度最高;180 s保温时,相对较低体积分数的马氏体造成强度最低,而

伸长率最高,如图8、图9所示。钢中的残余奥氏体,有助于双相钢在高强度的同时,保持足够的塑性。本实验中,实验钢在临界区保温5~480 s,根据其组织分析,如图3所示,随保温时间延长,最后在480 s保温时,马氏体无论是其相对含量还是其分布状态基本是趋于稳定的,如图4所示,也就是说,此时,奥氏体在长大时的初始长大、向铁素体内长大基本完成,应该是进入了平衡阶段。本实验中,随保温时间的延长,马氏体在析出一定量后仍在增加的。如果钢中存在MA岛,MA岛一般认为对塑性是不利的。退火时间越长,MA岛数量应该越多,钢的塑性越差,而马氏体量的增加也降低了双相钢的塑性。由于钢中残余奥氏体的存在,其强度已经变化不大了。也就是说,在相对较长的保温时间下,实验钢的强度已经基本处于稳定状态,如图9所示。

从图3、图4实验钢组织中可以看出,随着保温时间延长,奥氏体在长大过程中其初始长大和向铁素体内长大应该完成了,显微组织的分布基本上均匀了,相应的性能明显改善。对于820 °C保温180 s的工艺参数,得到了具有良好性能(抗拉强度1 350 MPa、屈服强度745 MPa、屈强比0.55、伸长率8%、强塑积10 800 MPa·%)的超高强冷轧双相钢。

3 结论

1)实验钢经临界区退火后,得到铁素体+马氏体双相组织。马氏体造成双相钢的高强度。在退火过程中有碳化物析出,造成沉淀强化。钢中存在残余奥氏体,有助于双相钢在具有高强度的同时,保持足够的塑性。

2)在临界温度820 °C保温,当退火时间达480 s时,双相钢基本属于奥氏体平衡阶段,奥氏体继续

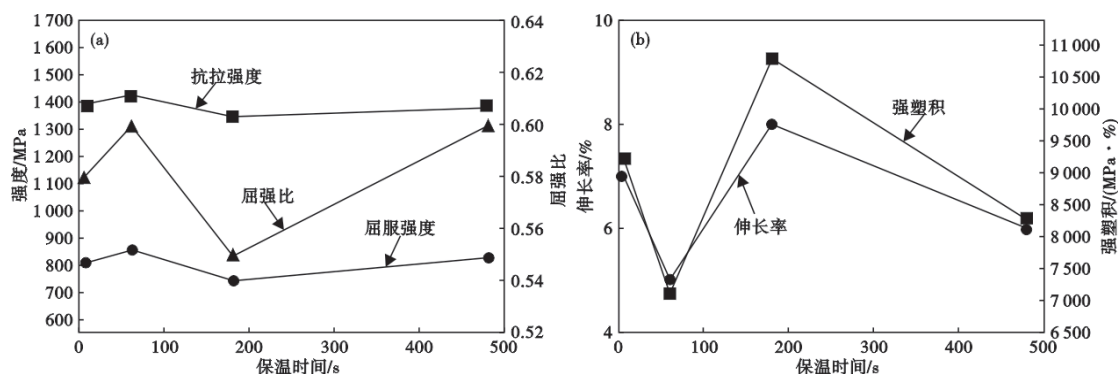


图9 实验钢不同保温时间下的拉伸性能:(a) 强度,(b) 伸长率和强塑积

Fig. 9 The mechanical properties of tested steels at the various holding time : (a) the strength, (b) the elongation and strength-plasticity-product

完成成分均匀化、铁素体中的C、Mn仍然向奥氏体内部扩散,导致奥氏体的稳定性增加,这对于其在后面的马氏体形成是有利的。

3)在临界温度820 °C保温过程中,奥氏体与铁素体发生相互转变,马氏体含量随保温时间延长而

增加,强度升高伸长率下降,至180 s开始,性能基本趋于稳定。对于820 °C保温180 s的工艺参数,得到了具有良好性能(抗拉强度1350 MPa、屈服强度745 MPa、屈强比0.55、伸长率8%、强塑积10800 MPa·%)的超高强冷轧双相钢。

参考文献

- [1] 侯晓英,殷继丽,丁明凯,等. 钒微合金化双相钢的组织形貌特征及性能分析[J]. 钢铁研究学报,2025, 37(7): 888-897.
- [2] 康永林,朱国明. 中国汽车发展趋势及汽车用钢面临的机遇与挑战[J]. 钢铁,2014, 49(12): 1-7.
- [3] Zhang X R, Wang L, Wang Y L, et al. Strength-toughness enhancement in sub-micron heterogeneous lamellar ferrite-martensite dual-phase steel at -84 °C extreme low-temperature conditions[J]. Materials & Design, 2025, 260: 115088.
- [4] Roodgari M R, Jamaati R, Jamshidi Aval H. A new method to produce dual-phase steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 803: 140695.
- [5] Shankar G, Gayatri V, Suwas S. Application of Microstructural Engineering to Produce Third Generation Dual-Phase Steel Having Lean Alloy Composition [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2025, 1059-9495.
- [6] Jamaati R, Ataya S, Alrasheedi N H, et al. Effect of carbon content on the martensite morphology, texture, and mechanical properties of dual-phase steels [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39: 9477-9488.
- [7] Liu L, He J Z, Li L J, et al. Making ultrahigh-strength dual-phase steels tough: Experiment and simulation [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2025, 226: 302-316.
- [8] 甄维静,陈俊东,李永亮,等. 退火工艺对1180 MPa级双相钢显微组织和力学性能的影响[J]. 钢铁钒钛,2020, 41(4): 145-149.
- [9] Shi L S, Wang H, Yao S J, et al. A systematic framework for inverse analysis of critical microstructural features governing ductile fracture in dual-phase steels: Global-scale[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2026, 57(1): 427-444.
- [10] Gao B, Chen X F, Pan Z Y, et al. A high-strength heterogeneous structural dual-phase steel [J]. Journal of Materials Science, 2019, 54(19): 12898-12910.
- [11] 李伟,朱晓东. 临界区加热温度对低碳当量冷轧超高强双相钢组织及性能的影响[J]. 宝钢技术,2017(2): 15-18.
- [12] Hansen S S, Pradhan P R. Fundamentals of dual phase steels [M], edited by R. A. Kot and B. L. Bramfitt, TMS/AIME, New York, 1981, 113-115.
- [13] Headley T J, Brooks J A. A New Bcc-Fcc Orientation Relationship Observed between Ferrite and Austenite in Solidification Structures of Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(1): 5-15.
- [14] Waterschoot T, de Cooman B C, Vanderschueren D. Influence of run-out table cooling patterns on transformation and mechanical properties of high strength dual phase and ferrite-bainite steels [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2001, 28(2): 185-190.
- [15] 邓天勇,许云波,袁向前,等. 含Nb低碳钢相变温度Ar₃预测模型[J]. 金属学报,2007, 43(10): 1091-1095.
- [16] 李伟,朱晓东. 临界区退火对不同硅含量超高强双相钢组织和性能及加工硬化行为的影响[J]. 宝钢技术,2017(5): 21-26.
- [17] 赵征志,佟婷婷,赵爱民,等. 1470 MPa级双相钢的性能特征与强韧化机制[J]. 材料研究学报,2014, 28(11): 828-834.
- [18] Calcagnotto M, Ponge D, Raabe D. On the Effect of Manganese on Grain Size Stability and Hardenability in Ultrafine-Grained Ferrite/Martensite Dual-Phase Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(1): 37-46.
- [19] Liu L, Li L J, Liang Z Y, et al. Towards ultra-high strength dual-phase steel with excellent damage tolerance: The effect of martensite volume fraction [J]. International Journal of Plasticity, 2023, 170: 103778.