



## 双时效工艺对复合析出强化型超高强度钢的组织与性能的影响

赵佳伟<sup>1</sup>, 田家龙<sup>2</sup>, 杨平<sup>1</sup>, 战东平<sup>2</sup>, 姜周华<sup>2</sup>

(1 中航西安飞机工业集团股份有限公司, 西安 710089; 2 东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

**摘要:** 为了使新开发的 Fe-C-Cr-Ni-Mo-Co-Al 复合析出强化型超高强度钢实现较好的强韧性匹配, 本研究深入探讨了双时效工艺对实验钢组织演化和力学性能的作用机制, 确定最优的时效工艺参数, 以达到优异的强度与韧性。研究表明, 正常时效工艺, 实验钢具有较高的抗拉强度 (1 924 MPa), 但是屈服强度和韧性较差。双时效工艺 (570 °C×0.5 h+480 °C×20 h) 可以使钢的强度和韧性达到良好的匹配, 经优化的双时效工艺后, 抗拉强度仅下降 42 MPa 的情况下, 屈服强度提高了 224 MPa, 冲击功提高了 77%, 其中, 冲击功的误差为 ±0.5 J。组织表征与理论计算结果表明, 析出强化相及逆转变奥氏体的含量对实验钢的强韧性起决定性作用, 高温预时效有利于钢中奥氏体和二次硬化析出相的形核长大, 逆转变奥氏体的形成有助于提升实验钢的冲击功, 但奥氏体含量过高会显著降低钢的强度。当在 610 °C 持续时效处理, 沉淀相粗化和马氏体组织回复会导致强度和韧性降低。

**关键词:** 复合析出强化型超高强度钢; 双时效工艺; 强韧性; 动力学计算

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00101 **中图分类号:** TG156. 1

## Effect of Dual-aging Process on Microstructure and Properties of Co-precipitation Hardening Ultra-high Strength Steel

Zhao Jiawei<sup>1</sup>, Tian Jialong<sup>2</sup>, Yang Ping<sup>1</sup>, Zhan Dongping<sup>2</sup>, Jiang Zhouhua<sup>2</sup>

(1 Avic Xi'an Aircraft Industry Group Co., Ltd., Xi'an 710089, China;

2 School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** In order to achieve better strength and toughness matching for the newly developed Fe-C-Cr-Ni-Mo-Co-Al co-precipitation hardening ultra-high strength steel, this study deeply discussed the mechanism of dual-aging process on the microstructure evolution and mechanical properties of experimental steel, and determined the optimal aging process parameters to achieve excellent strength and toughness. The results show that the experimental steel could achieve higher ultimate tensile strength (1 924 MPa) under normal aging treatment, but lower yield strength and toughness. The dual-aging technology (570 °C×0.5 h+480 °C×20 h) could achieve superior combination of strength and toughness. After the optimal dual-aging treatment, the yield strength has been increased by 224 MPa and the impact work has been increased by 77% while the ultimate tensile strength was merely decreased by 42 MPa, with an error range of ±0.5 J for the impact toughness. The microstructure characterization and theoretical calculation results show that the content of precipitation-hardening phases and reversed austenite play decisive role in the strength and toughness of the experimental steel. The higher pre-aging temperature is benefit to the nucleation and growth of the reversed austenite and the secondary hardening precipitates in the experimental steel. The formation of reversed austenite is helpful to increase the impact energy of the test steel, but high austenite content would significantly reduce the strength of the steel. When continuously aged at 610 °C, precipitates coarsening and martensite microstructure recovery would lead to a decrease in strength and toughness.

**Key Words:** Co-precipitation Hardening Ultra-high Strength Steel; Dual-aging Process; Strength and Toughness; Dynamic Calculation

超高强度钢不仅具备极高的强度特性, 同时, 还具有良好的塑性和韧性表现, 此外, 还具有优异的耐腐蚀和抗疲劳性能<sup>[1-2]</sup>, 广泛应用于对强韧性要

求较高的部件, 如潜艇壳体、飞机起落架等。高端装备制造业的飞速发展, 对超高强度钢的综合性能提出了更高的要求<sup>[3-4]</sup>。

**基金项目:** 辽宁省科技计划联合计划项目基金资助(2023 JH2/101700302)

**作者简介:** 赵佳伟 (1996—), 男, 硕士, 助理工程师; **E-mail:** zjwdbdx@163.com; **收稿日期:** 2024-04-20

**通信作者:** 田家龙 (1989—), 男, 博士, 副教授; **E-mail:** neujialong@163.com

目前的研究主要通过合金设计与热处理工艺优化来提升超高强度钢的强韧性<sup>[5]</sup>。在合金设计方面,当只利用碳化物强化时(如300M),碳含量需要达到0.4%才能保证强度达到1 900 MPa,因此,无法得到全部高韧性板条马氏体组织,而且基体中容易存在大尺寸碳化物,这是导致其韧性较低的根本原因;当只利用金属间化合物强化时,如利用Ni<sub>3</sub>Ti强化的马氏体时效钢,Ti含量需要提高到1.7%才能保证强度达到1900 MPa,利用NiAl强化的Custom475,Al含量需要提高到1.5%才能保证强度达到1 900 MPa,Ti、Al等析出相形成元素含量过高,导致冶炼过程中非金属夹杂物(TiN、TiC、AlN等)容易形成且难以去除,这种硬质夹杂会恶化材料的韧性,导致这类材料的韧性远低于目标值<sup>[6]</sup>。Co-Ni二次硬化超高强度钢,在时效过程中过饱和碳原子会析出形成碳化物并长大聚集<sup>[7]</sup>,为了将M<sub>2</sub>C的二次硬化效应最大化并提高基体的本征韧性,其Co-Ni含量较高导致成本高昂,限制了其在航空航天等领域以外的推广应用<sup>[8]</sup>。要进一步提高超高强度钢的强度,同时,保持较高的韧性水平,依靠单一的碳化物或金属间化合物的强化方式逐渐显示出瓶颈<sup>[9-10]</sup>,通过合理设计超高强度钢的合金成分,优化时效工艺,可以显著提高超高强度钢疲劳寿命和动态断裂韧性<sup>[11]</sup>,这是由于在双时效过程中,较高温度的时效处理使逆转变奥氏体的稳定性显著提高,同时,在双时效工艺的低温时效过程中,碳原子会从马氏体相向逆转变奥氏体相扩散,使马氏体的脆性降低,奥氏体的稳定性提高<sup>[12-14]</sup>。因此,目前合金设计方面多采用碳化物与金属间化合物的“复合强化”设计思路,通过引入复合析出相提升超高强度钢的强韧性。在热处理工艺优化方面,采用等温淬火、双时效等新工艺调控显微组织实现强韧性的提升<sup>[15-17]</sup>。

本文以自主研发的M<sub>2</sub>C+NiAl复合强化型超高强度钢为研究对象,为提升实验钢强韧性匹配,系统研究了时效处理温度和时间对超高强度钢的强韧性的影响,并分析了不同时效工艺下实验钢的组织转变规律,为新型高强韧超高强度钢的开发提供理论依据。

## 1 实验材料与方法

研究涉及的实验钢的具体化学成分见表1,采用30 kg真空感应炉冶炼直径为100 mm的钢锭,在1 250 °C下均质化处理8 h,墩拔三次后锻造横截面尺寸为50 mm×24 mm的板材,然后在空气中冷却到室温。根据GB/T228—2002从板材上截取φ10 mm×70 mm的标准拉伸试样,根据GB/T229—2007从板材上截取10 mm×10 mm×55 mm的V型缺口冲击试样。将样品在1 075 °C下进行奥氏体化30 min,然后水淬至室温。接着在液氮中深冷4 h后空冷至室温,深冷处理后的样品在510~610 °C不同温度下进行预时效0.5/3 h,油淬至室温后,480 °C长时效20 h后空冷至室温,具体的热处理工艺如图1所示。

表1 实验钢的化学成分(质量分数)

C	Cr	Ni	Mo	Co	Al	V	Nb	Fe
0.24	12.83	5.93	2.05	8.53	0.66	0.34	0.02	Bal.

利用岛津AGS100拉伸试验机测试实验钢的强度、伸长率和断面收缩率,变形速率为1 mm/min,采用W2206070冲击试验机在室温检测实验钢的冲击功。采用RDS-150D型洛氏硬度计测定不同时效工艺后试样的洛氏硬度,每个试样检测9个点取平均值。

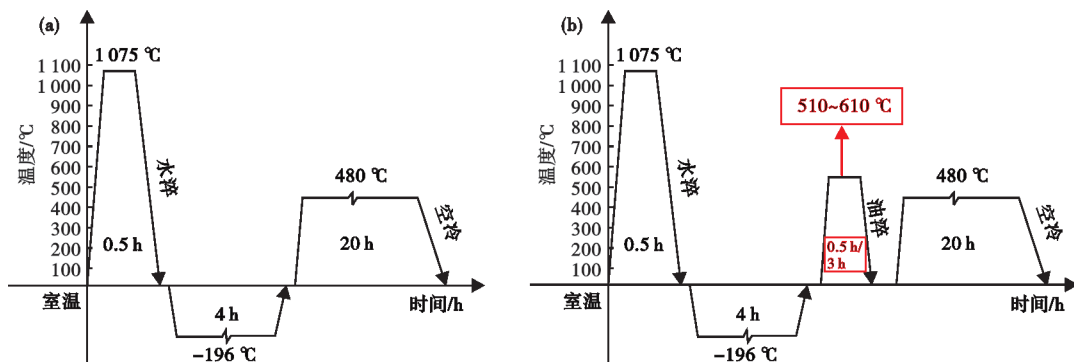


图1 不同时效热处理工艺图:(a)正常时效,(b)双时效

Fig. 1 Diagram of different aging heat treatment processes : (a) Normal aging, (b) Multi-aging treatment

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 时效工艺对显微组织演化的影响

通过 Thermo-Calc 软件中 TCFE9 数据库所模拟得出的实验钢的热平衡相图如图 2 所示,从图 2 中可以看出,在 800~1 200 °C 的温度范围内,一旦达到热力学平衡,奥氏体和  $M_{23}C_6$  碳化物是钢中的主要相。大部分  $M_{23}C_6$  在 1 070 °C 左右溶解,随着固溶处理温度的提升,材料逐渐达到并稳定在完全奥氏体相状态。 $M_{23}C_6$  中的 Cr 和 Mo 含量随固溶处理温度的提高逐渐降低。

经过不同时效工艺处理后,其微观组织结构形貌如图 3 所示,结合图 5 的奥氏体定量计算结果可以看出,预时效 0.5 h 的实验钢中逆转变奥氏体含量随着预时效温度的升高而升高,马氏体板条有逐渐细化的趋势。在预时效 3 h 的实验钢中,当预时效温度高于 570 °C 时,马氏体板条出现粗化的趋势。相关研究表明<sup>[18-20]</sup>,在时效处理过程中,会发生马氏体向奥氏体的逆转变,逆转变后的奥氏体与原始马氏体的晶体取向保持 K-S 关系;随着时效温度的升高,逆转变奥氏体的数量和尺寸均有所增加,并且它们的分布位置和形态也会发生相应的变化。在双重时效过程的较高温度下保温时,形成的逆转变奥氏体的含量急剧增加。此外,在双重时效过程的较低温度下处理期间,碳原子将会从马氏体向奥氏体中扩散,从而提高逆转变奥氏体的稳定性,进一步提高材料的韧性。

对两种热处理工艺(正常时效,预时效(570 °C×0.5 h)+正常时效)下实验钢的冲击断口进行了形貌分析,如图 4 所示,可以看出,正常时效状态下的宏观断口形貌韧窝尺寸较小且深度较浅,断口较为平

整且出现解理小平面,韧性较差。经预时效(570 °C×0.5 h)处理后的断口形貌中解理面明显减少,断面凹凸不平,可以发现较大韧窝,断口形貌与测试的冲击功结果一致。

对不同预时效热处理后的样品进行 XRD 测试,结果如图 5 所示,可以看出,无论预时效的温度和时间如何变化,马氏体都是主体相并且奥氏体相始终存在,其中,奥氏体的体积分数可以通过公式(1)(2)计算<sup>[20-21]</sup>:

$$V_{\gamma} + V_{\alpha} = 1 \quad (1)$$

$$V_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (2)$$

式中, $V_{\gamma}$ 和 $V_{\alpha}$ 分别是奥氏体和马氏体的体积分数, $I_{\gamma}$ 和 $I_{\alpha}$ 分别代表(111) $_{\gamma}$ 峰和(110) $_{\alpha}$ 峰的积分强度。

根据图 5 的数据显示,随着预时效过程中保温时间的增长和预时效温度的提升,奥氏体的含量均呈现上升趋势。在高温下进行时效,逆转变奥氏体会迅速析出;在 570 °C 和 610 °C 进行时效时,预时效 3 h 比预时效 0.5 h 的奥氏体含量分别增加了 73% 和 160%。研究表明<sup>[22, 23]</sup>,在回火处理马氏体型超高强度钢的过程中,会伴随有逆转变奥氏体的析出;在低温回火时,逆转变奥氏体含量变化不大;但是在较高温度下回火时,逆转变奥氏体的含量将会迅速增长。

### 2.2 时效工艺对力学性能的影响

在不同时效处理条件下的力学性能测试结果如图 6 所示。在预时效时间为 0.5 h 的情况下,随着预时效温度的增加,实验钢的屈服强度和冲击功得到了提升,然而其抗拉强度和硬度却有所下降。而对于预时效时间为 3 h 的样品,随着时效温度的升高,其抗拉强度和硬度均表现出下降的趋势,屈服

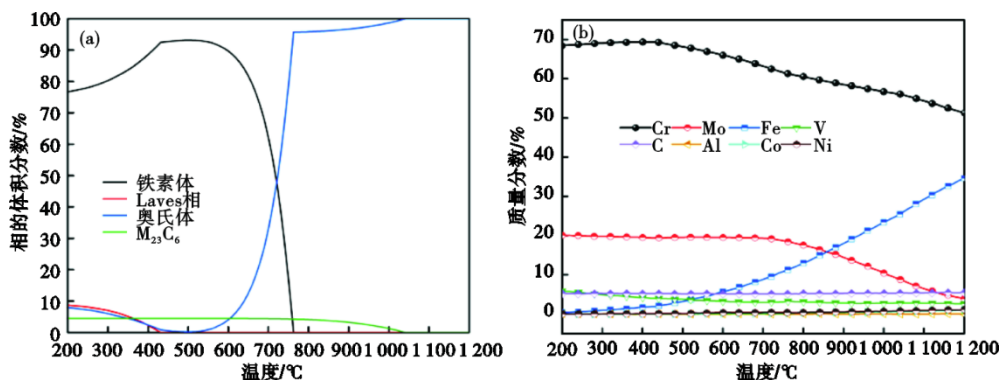


图 2 用 Thermo-Calc 软件计算的析出相和温度之间的关系: (a)平衡相分数随温度的变化, (b)  $M_{23}C_6$  相各元素含量  
Fig. 2 The relationship between precipitated phase and temperature calculated by Thermo-Calc software : (a) equilibrium phase fraction with temperature, (b) content of each element in the  $M_{23}C_6$  phase

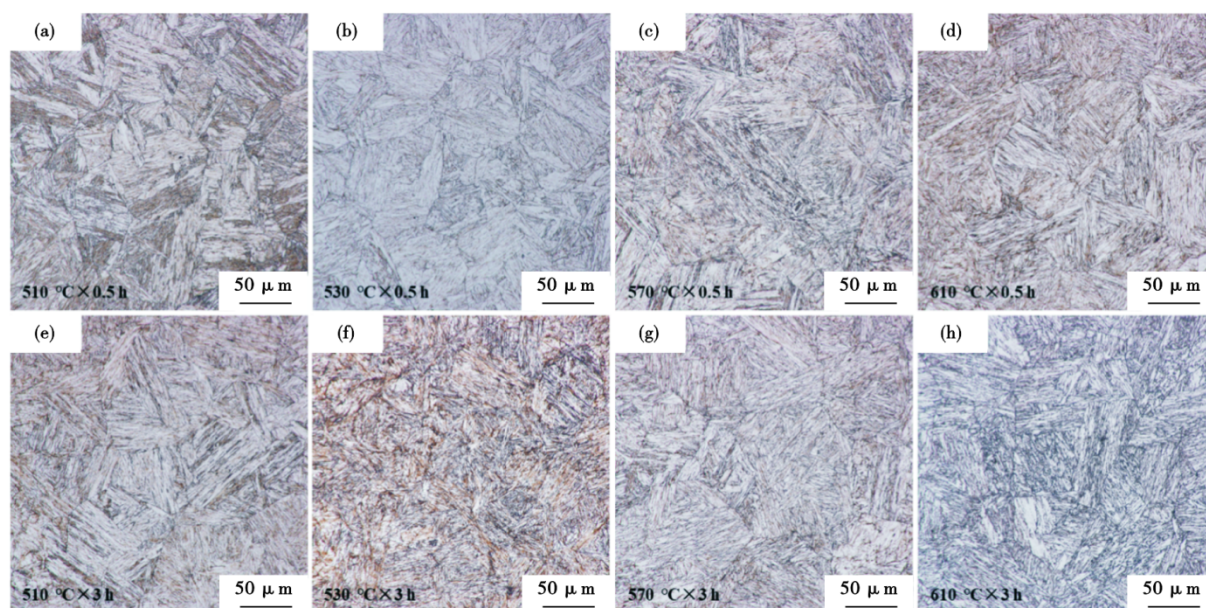


图3 不同温度预时效处理后样品的显微组织:(a)~(d)预时效0.5 h;(e)~(h)预时效3 h

Fig. 3 Microstructure of samples treated with different temperature pre-aging processes : (a)~(d) pre-aging 0.5 h ; (e)~(h) pre-aging 3 h

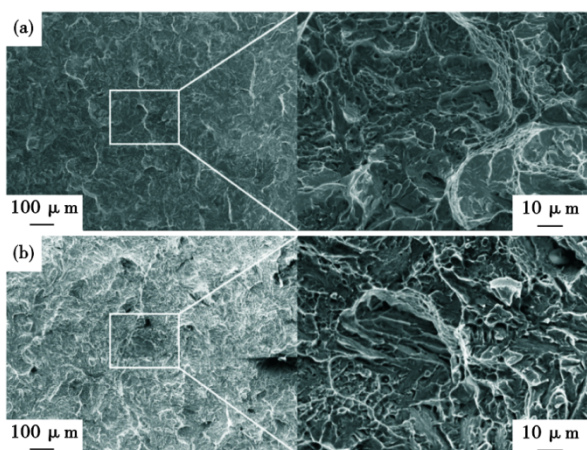


图4 不同时效工艺处理冲击试样的断口形貌:(a)正常时效,(b)双时效570 °C×0.5 h+480 °C×20 h

Fig. 4 Fracture morphology of samples treated by various aging processes after impact test : (a) normal aging, (b) dual-aging 570 °C×0.5 h+480 °C×20 h

强度和冲击功出现先升高后下降的趋势。在510 °C预时效时,预时效时间(0.5/3 h)对强度和韧性的影响不大。当预时效温度大于530 °C时,预时效3 h较0.5 h的韧性有了较大的提升,但抗拉强度和硬度值有所降低。随着预时效条件下温度的上升和时间的增加,实验钢的屈服强度和冲击功不是单调变化的,当在610 °C预时效处理3 h后,实验钢的强度和韧性急剧下降。实验结果表明,通过调控预时效温度和时间,可以在强度不明显降低的前提下,提升

实验钢的韧性。其中,经过570 °C预时效处理0.5 h后的试样,强度接近1 900 MPa,冲击功大于8 J。

正常时效和双时效(570 °C×0.5 h+480 °C×20 h)样品在室温下的拉伸试验结果如图7所示,可以看出,正常时效处理的试样屈服强度较低。两种不同时效工艺处理之后的力学测试结果见表2,预时效处理之后,钢的屈服强度增加了224 MPa,抗拉强度下降了42 MPa,冲击功提高了77%,其中冲击功的误差为±0.5 J。

组织表征和力学性能的结果表明,在实验钢的时效过程中,逆转变奥氏体的形成是一个关键步骤,时效工艺对奥氏体含量和奥氏体稳定性影响很大。在正常时效工艺下,钢中奥氏体含量较少,且由于时效温度较低,奥氏体稳定性很低,导致实验钢的屈服强度和冲击功均较低;在较高的预时效温度下,碳原子从马氏体中分离以及随后向逆转变奥氏体的扩散过程,显著提升了逆转变奥氏体的稳定性能,有利于屈服强度和韧性的提高。因此,可以通过优化时效工艺调控实验钢中奥氏体的含量和奥氏体稳定性,进而调控实验钢的强韧性匹配。

### 2.3 时效温度对元素扩散速度的影响

图8所示为各合金元素在BCC-Fe和FCC-Fe中不同温度下的扩散系数,根据模拟结果可以看出,合金元素的扩散系数随温度的升高而增大。其中,碳元素在基体中的扩散系数要远大于其他元素,各

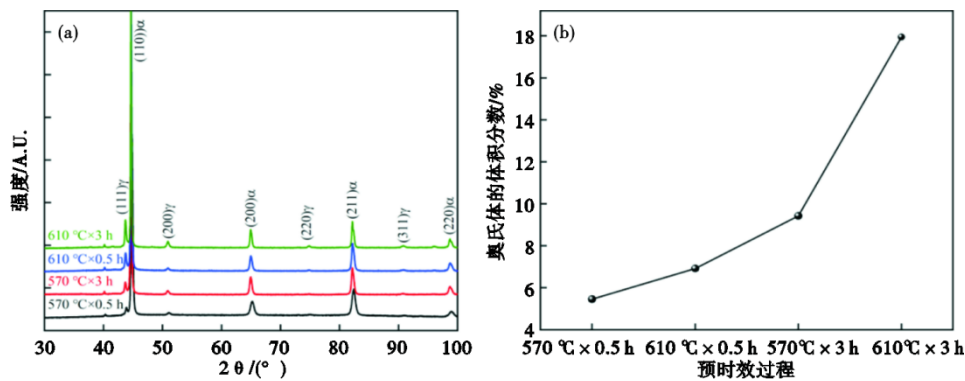


图5 不同时效工艺下样品的XRD分析结果: (a)样品的X射线衍射图谱, (b)样品中奥氏体的含量

Fig. 5 XRD patterns of specimens under different aging processes : (a)X-ray diffraction patterns of all samples, (b) austenite content of samples

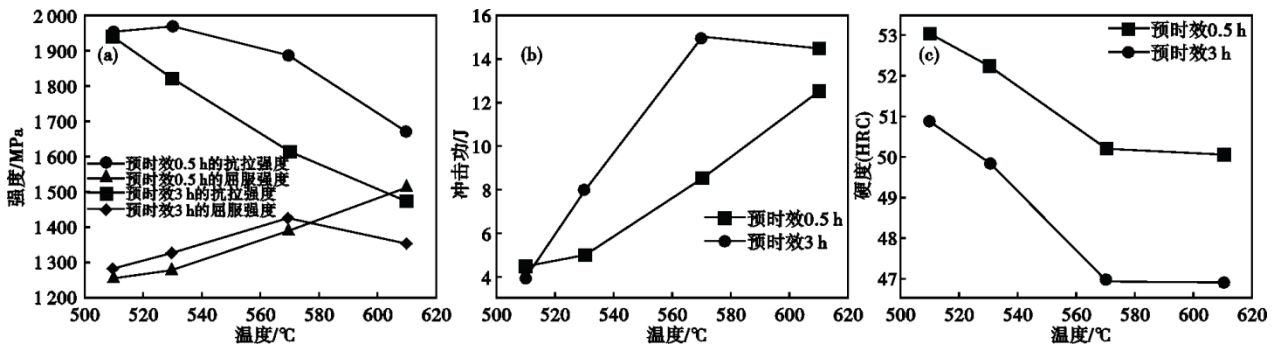


图6 时效处理后实验钢的力学性能 : (a)抗拉强度,屈服强度; (b)冲击功; (c)硬度值

Fig. 6 Mechanical properties of experimental steel after aging treatment : (a) tensile strength values, yield strength values; (b) impact energy; (c) Hardness values

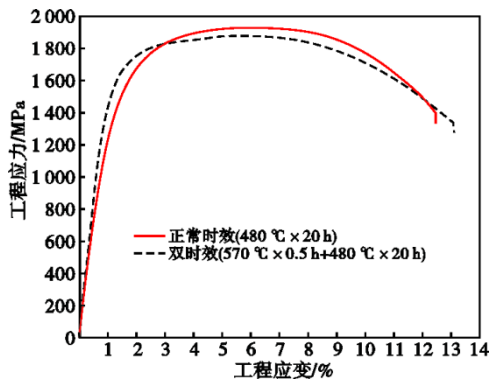


图7 不同时效工艺处理后实验钢的应力应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curves of experimental steels after different aging processes

个元素在 BCC-Fe 中的扩散系数整体要高于 FCC-Fe。动力学计算的结果表明,碳和其他合金元素在奥氏体基体中的扩散是控制逆转变奥氏体形成的关键步骤。奥氏体与马氏体基体界面存在浓度梯度,碳原子在奥氏体中的快速扩散有利于逆转变奥氏体的快速均匀化,从而缓解碳元素在局部界面处的过饱和

表 2 两种不同时效工艺处理后实验钢的力学测试结果

Table 2 Mechanical test results after two different aging processes

时效工艺	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%	硬度(HRC)	冲击功/J
正常时效(480 °C x 20 h)	1 173	1 923	12.5	51.5	53.9	4.8
双时效(570 °C x 0.5 h + 480 °C x 20 h)	1 397	1 881	13.1	51.8	50.2	8.5

状态<sup>[24]</sup>。合金元素通过短程扩散在奥氏体边界富集,有利于提高分布在板条间隙处膜状奥氏体的稳定性,晶界或奥氏体板条间的高稳定性的逆转变奥氏体有利于冲击韧性的提高。

结合实验研究与理论计算可知,高温时效有利于钢中奥氏体和二次硬化析出相的形核长大,高稳定性的奥氏体可以提高钢的冲击韧性,但是过高含量的奥氏体会大大降低实验钢的强度。弥散分布的小尺寸析出相对实验钢强度的贡献较大,当在 610 °C 较高温度下长时间保温时,析出相的聚集长大和奥氏体组织的回复会导致强度和韧性降低<sup>[22]</sup>。

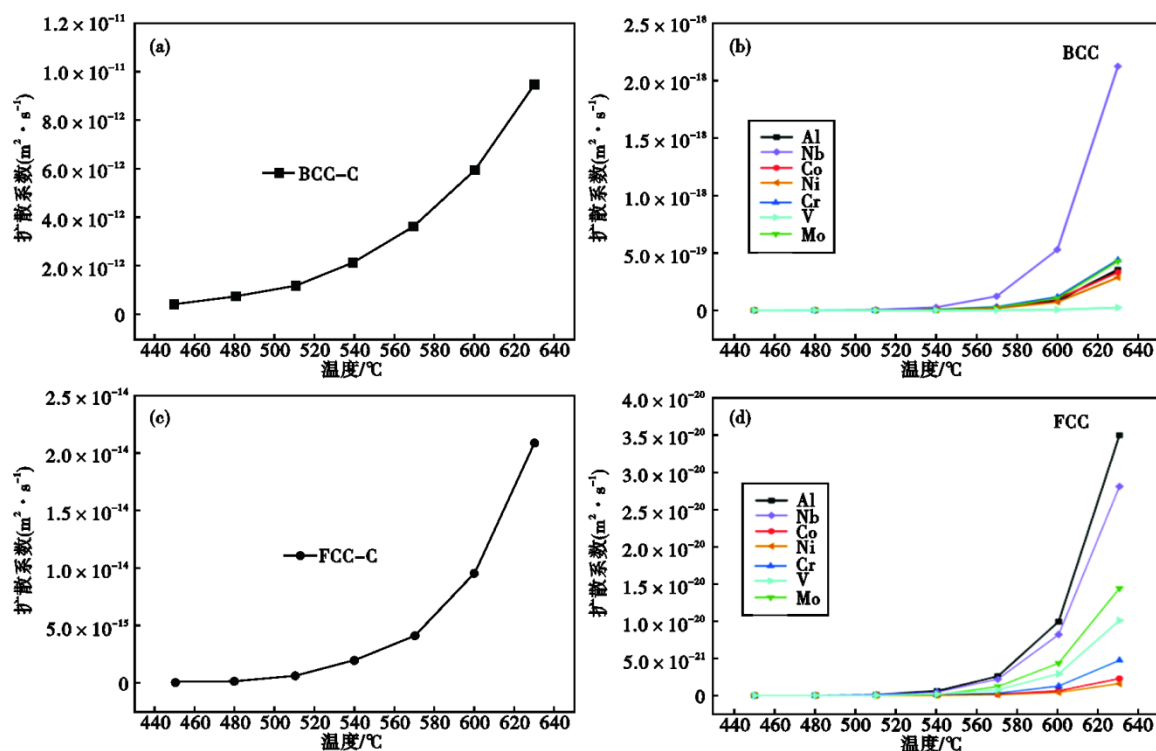


图8 DICTRA模拟实验钢中合金元素的扩散系数:(a)、(b)为碳和其他合金元素在马氏体基体中的扩散系数;(c)、(d)为碳和其他合金元素在奥氏体基体中的扩散系数

Fig. 8 Diffusion coefficients of various alloying elements in experimental steel obtained by DICTRA simulation : (a) and (b) are diffusion coefficients of carbon and other alloying elements in martensitic matrix ; (c) and (d) are diffusion coefficients of carbon and other alloying elements in austenitic matrix

### 3 结论

(1)随着预时效温度的升高,实验钢的抗拉强度和硬度出现了下降的现象,而屈服强度和冲击功呈现上升的趋势。在相同时效温度下,与预时效处理3 h的试样相比,预时效0.5 h的试样的强度和硬度较高,但冲击功较低。

(2)通过优化双时效工艺可以提升实验钢的强韧性匹配,与正常时效工艺(480 °C×20 h)相比,在最

佳双时效工艺(570 °C×0.5 h+480 °C×20 h)下,其屈服强度得到了显著提升,增加了224 MPa,冲击功提高了77%,抗拉强度仅降低了42 MPa。

(3)碳和其他合金元素在马氏体基体中的扩散是控制逆转变奥氏体形成的关键步骤,通过改变时效温度和时间,可以改变动力学条件,进而调控实验钢中奥氏体含量及奥氏体的稳定性,从而实现其综合性能的显著增强。

### 参考文献

- [1] 王晓辉, 罗海文. 飞机起落架用超高强度不锈钢的研究及应用进展[J]. 材料工程, 2019, 47(9): 1-12.
- [2] 刘振宝, 梁剑雄, 苏杰, 等. 高强度不锈钢的研究及发展现状[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 549-557.
- [3] 杨柯, 牛梦超, 田家龙, 等. 新一代飞机起落架用马氏体时效不锈钢的研究[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1567-1585.
- [4] Li J H, Zhan D P, Jiang Z H, et al. Progress on improving strength-toughness of ultra-high strength martensitic steels for aerospace applications: A review [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 23: 172-190.
- [5] Dai Z B, Ding R, Yang Z G, et al. Thermo-kinetic design of retained austenite in advanced high strength steels[J]. Acta Materialia, 2018, 152: 288-299.
- [6] Li Y C, Yan W, Cotton J D, et al. A new 1.9GPa maraging stainless steel strengthened by multiple precipitating species[J]. Materials & Design, 2015, 82: 56-63.
- [7] Morsdorf L, Emelina E, Gault B, et al. Carbon redistribution in quenched and tempered lath martensite [J]. Acta Materialia, 2021, 205: 116521.
- [8] 李建新, 王飞, 翟羽佳, 等. 热处理对40CrMnSiB低合金超高强度钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2020, 41(2): 47-49.
- [9] 卫争艳, 徐梅, 谭国华. 时效处理对05Cr17Ni<sub>4</sub>Cu<sub>4</sub>Nb马氏体沉淀硬化不锈钢力学性能及组织的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 85-88.

[10] Xiao C J, Zhang Y P, Zhan D P, et al. Effect of Cu addition on the precipitation behavior of M<sub>2</sub>C carbides in maraging steel [J]. *Materials Characterization*, 2024, 210: 113846.

[11] Zhou C, Ye Q B, Hu J, et al. Ultra-high-strength multi-alloyed steel with enhanced cryogenic toughness using thermally stable retained austenite [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 831: 142356.

[12] Wang L D, Jiang L Z, Zhu M, et al. Combining strength and toughness in ultrahigh strength steel [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2004, 37(15): 2151-2154.

[13] 王鑫, 董洪波, 袁大庆, 等. 时效工艺对 AerMet100 钢强韧性能的影响 [J]. *材料研究学报*, 2016, 30(11): 819-824.

[14] Lerchbacher C, Zinner S, Leitner H. Direct or indirect: Influence of type of retained austenite decomposition during tempering on the toughness of a hot-work tool steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 564: 163-168.

[15] Hou W, Liu Q D, Gu J F. Improved impact toughness by multi-step heat treatment in a 1400 MPa low carbon precipitation-strengthened steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 797: 140077.

[16] Nurbanasari M, Tsakirooulos P, Palmiere E J. Influence of high temperature deformation and double tempering on the microstructure of a H21 tool steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 570: 92-101.

[17] Liu S, Xiong Z, Guo H, et al. The significance of multi-step partitioning: Processing-structure-property relationship in governing high strength-high ductility combination in medium-manganese steels [J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 159-172.

[18] 王飞云, 金建军, 江志华, 等. 热处理温度对新型马氏体时效不锈钢微观组织和性能的影响 [J]. *材料工程*, 2019, 47(6): 152-160.

[19] Zhang Y P, Zhan D P, Qi X W, et al. Effect of tempering temperature on the microstructure and properties of ultrahigh-strength stainless steel [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(7): 1240-1249.

[20] Song Y Y, Li X Y, Rong L J, et al. The influence of tempering temperature on the reversed austenite formation and tensile properties in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo low carbon martensite stainless steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(12): 4075-4079.

[21] Viswanathan U K, Dey G K, Sethumadhavan V. Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18 Ni (350) maraging steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 398(1-2): 367-372.

[22] Zhang Y P, Zhan D P, Qi X W, et al. Austenite and precipitation in secondary-hardening ultra-high-strength stainless steel [J]. *Materials Characterization*, 2018, 144: 393-399.

[23] 李杰, 古立新, 李志, 等. AerMet100 钢力学性能的回火温度敏感性研究 [J]. *金属热处理*, 2010, 35(3): 33-36.

[24] Tian J L, Chen K, Li H B, et al. Suppressing grain boundary embrittlement via Mo-driven interphase precipitation mechanism in martensitic stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 833: 142529.

# 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，若编辑部再以任何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。