

引用格式:王飞腾,米鹏,张洪林,等.不同淬火温度对节 Co 型 2.2 GPa 级超高强度钢组织及力学性能的影响[J].材料工程,2025,53(11):90-100.

WANG Feiteng, MI Peng, ZHANG Honglin, et al. Effect of different quenching temperatures on microstructure and mechanical properties of Co-conserving 2.2 GPa grade ultra-high strength steel[J]. Journal of Materials Engineering, 2025, 53(11): 90-100.

## 不同淬火温度对节 Co 型 2.2 GPa 级超高强度钢组织及力学性能的影响

Effect of different quenching temperatures on microstructure and mechanical properties of Co-conserving 2.2 GPa grade ultra-high strength steel

王飞腾<sup>1,2</sup>, 米 鹏<sup>3</sup>, 张洪林<sup>2\*</sup>, 李鑫扬<sup>4</sup>, 徐 斌<sup>2</sup>, 孙明月<sup>2</sup>

(1 东北大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110819; 2 中国科学院金属研究所 沈阳材料科学国家研究中心, 沈阳 110016; 3 中国空气动力研究与发展中心, 四川 绵阳 621000; 4 燕山大学机械工程学院, 河北 秦皇岛 066004)

WANG Feiteng<sup>1,2</sup>, MI Peng<sup>3</sup>, ZHANG Honglin<sup>2\*</sup>, LI Xinyang<sup>4</sup>, XU Bin<sup>2</sup>, SUN Mingyue<sup>2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2 Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metals Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 3 China Aerodynamics Research and Development Center, Mianyang 621000, Sichuan, China; 4 School of Mechanical Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, Hebei, China)

**摘要:**二次硬化型超高强度钢因其优异的超高强度、高韧性而被广泛应用于航空航天及能源装备等领域。采用扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 及拉伸、冲击试验机研究不同淬火温度对节 Co 型 2.2 GPa 级超高强度钢微观组织及力学性能的影响机制。结果表明:当淬火温度为 950 °C 时,基体内存在较多未溶  $M_6C$  碳化物和未细化晶粒,其强度较低,抗拉强度为 2072 MPa,屈服强度为 1873 MPa。随淬火温度升高,再结晶促进基体晶粒细化, $M_6C$  碳化物的数量逐渐减少,这种部分溶解促进强化相析出,使得强度出现回升;当淬火温度为 1030 °C 时,实验钢具有优异的强塑性配合,抗拉强度为 2251 MPa,屈服强度为 1901 MPa,伸长率为 9%,V 型缺口冲击功为 9 J。进一步提高淬火温度,奥氏体晶粒快速长大导致塑性发生严重衰减,1120 °C 下伸长率仅为 4.5%。淬火温度在 1030~1090 °C 之间时, $M_6C$  碳化物溶解与晶粒长大存在竞争关系。尽管更高淬火温度会促进其溶解,但晶粒的严重粗化抵消前者对韧性的有利作用,使得强韧性相对稳定。

**关键词:**超高强度钢;淬火温度;碳化物;奥氏体晶粒;强塑性

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000079 **CSTR:** 32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000079

**中图分类号:** TG156.31; TB31 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2025)11-0090-11

**Abstract:** The desirable combination of ultra-high strength and good toughness enables the secondary hardening ultra-high strength steel widely used in aerospace and energy equipment. The influence mechanism of quenching temperatures on the microstructure and mechanical properties of Co-conserving 2.2 GPa ultra-high strength steel is investigated by using scanning electron microscope (SEM),

transmission electron microscope (TEM), tensile and impact testing machine. The results show that when the quenching temperature is 950 °C, there are many undissolved  $M_6C$  carbides and unrefined grains in the matrix, resulting in lower strength (tensile strength: 2072 MPa, yield strength: 1873 MPa). As the quenching temperature increases, recrystallization promotes the refinement of the matrix grains, and the number of  $M_6C$  carbides gradually decreases; such partial dissolution favors the precipitation of hardening phases, resulting in a recovery of strength; when the quenching temperature is 1030 °C, the experimental steel has excellent combination of strength-plasticity-toughness: the tensile strength is 2251 MPa, the yield strength is 1901 MPa, the elongation is 9%, and the V-notch impact absorbed energy is 9 J. By further increasing the quenching temperature, the rapid growth of austenite grains leads to severe plasticity attenuation, with elongation of only 4.5% at 1120 °C. Between 1030-1090 °C, there is a competitive relationship between the dissolution of  $M_6C$  carbides and grain growth. Although higher temperature quenching promotes dissolution, the severe coarsening of grains offsets the former's beneficial effect on toughness to enable a stable performance of strength and toughness.

**Key words:** ultra-high strength steel; quenching temperature; carbide; austenite grain; strength and plasticity

二次硬化钢多指在高 Co-Ni 合金体系中加入 Cr、Mo 等碳化物形成元素及 V、Ti、Nb 等微合金化元素的高合金钢<sup>[1-3]</sup>。Co、Cr、Mo 等合金元素可以增强马氏体基体的抗解理能力,延缓马氏体基体的回复,促进渗碳体的溶解从而保证良好的韧塑性。在回火过程中产生的各类碳化物( $MC$ 、 $M_2C$ 、 $M_7C_3$ 等)贡献了超高强度、高韧性和优良抗应力腐蚀能力<sup>[4]</sup>,因此该类钢材在航空航天领域得到广泛应用<sup>[5]</sup>。由于 Co 可以提高析出相的析出水平,增强二次硬化钢的析出强化作用<sup>[6-9]</sup>,传统二次硬化钢如 AF1410、AerMet 100、Ferrium S53 等的 Co 含量均维持在 14% (质量分数,下同)左右,高含量 Co、Ni 等贵金属添加使得合金成本居高不下,从而限制其拓展应用。在保证综合力学性能的前提下,如何降低合金成本是该类型钢材未来发展的一个关键问题。美国在 2013 年基于“材料基因组”技术开发的 Ferrium M54 钢是一种典型的 1.9 GPa 级二次硬化超高强度钢材,具有一定成本优势及优异强韧性能。与传统的 AF1410 和 AerMet 100 相比,其 C 含量较高,Co 含量降至 7%,并通过添加 1.3% 的 W 实现了降成本、保性能,其力学性能达到与 AerMet 100 相当的水平。相似地,熊金生等<sup>[10]</sup>将 Co 含量降低至 5%,通过热处理工艺优化制备出更低合金成本的 1.9 GPa 级超高强度钢。然而,未来强疲劳及重载荷环境下服役的关键结构件对选材强韧性提出更高的要求,亟需开发出更高强度等级的低成本超高强度钢。目前已有较多研究关注于提升二次硬化型超高强度钢强韧性匹配,吴迪<sup>[11]</sup>通过增加 W、Mo 等碳化物形成元素含量并优化调整淬火温度,获得了未溶碳化物分布与奥氏体晶粒尺寸的更佳匹配,实现了 2.2 GPa 级超高强度。Gao 等<sup>[12]</sup>通过加入 Al 而引入纳米级 NiAl 相,以弥补 Co 降低导致  $M_2C$  析出强化效应的降低,并采用较

低的淬火温度得到细小的晶粒,开发了低成本 2.0 GPa 级超高强度钢。Liu 等<sup>[13]</sup>研发出一种新型 2.4 GPa 级高韧性匹配的超高强度钢,C、Mo 和 Cr 在位错上的强烈偏聚,大量纳米级 NiAl 析出及高密度位错共同贡献了优异力学性能,其中 900 °C 淬火既保证了合金元素充分固溶,又抑制了晶粒粗化。除上述成分设计外,通过调整淬火温度也可用于调控组织性能:(1) 淬火温度的高低会影响大颗粒碳化物的溶解,如在 1060 °C 下,粗大碳化物可完全溶解<sup>[14-16]</sup>,淬火温度过高会导致原奥氏体晶粒过度生长,对强度及韧性产生不利影响<sup>[17-19]</sup>;(2) 合金元素的充分固溶与淬火温度的高低也有紧密关系,固溶不充分会影响析出相的分布和析出水平,进而影响其力学性能<sup>[18,20]</sup>;(3) 合适的淬火温度还能起到均匀组织、消除偏析等积极作用<sup>[21]</sup>。

基于前期研究基础<sup>[22-23]</sup>,本工作结合二次硬化钢的成分设计思路,在将 Co 含量保持在 7% 左右的同时,通过碳化物形成元素(Mo、V 等)的含量优化以及添加 Al,设计出一种更高强度的节 Co 型 2.2 GPa 级二次硬化钢,研究不同淬火温度对二次硬化型超高强度钢力学性能的影响,分析淬火温度对碳化物溶解、马氏体亚结构和奥氏体晶粒演化行为的影响规律及各组织之间的相互作用,明确该实验钢的较佳淬火温度范围及强韧化机制,为二次硬化钢组织设计提供借鉴。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

采用真空感应炉熔炼 50 kg 级实验钢锭,其化学成分如表 1 所示。在 1200 °C 保温 10 h 均匀化后,经多向墩拔制备成  $\Phi 50$  mm 的棒料,沿棒料纵向切取 12 mm  $\times$  12 mm  $\times$  60 mm 试样进行不同淬火温度的热

表1 实验钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical compositions of experimental steel (mass fraction/%)

Ni	Co	Mo	W	C	V	Al	Cr	Fe
10.1	6.92	2.27	1.25	0.34	0.19	0.48	1.11	Bal.

处理实验。使用L78RIT型快速加热热膨胀仪对实验钢相变点进行测试,热膨胀实验样品尺寸为 $\Phi 3\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ ,升温速率为 $0.1\text{ }^\circ\text{C/s}$ 。图1为实验钢的热膨胀曲线。根据不同温度下热膨胀试样长度变化( $\Delta L$ ),测得实验钢的奥氏体转变开始温度( $A_{c1}$ )、奥氏体转变结束温度( $A_{c3}$ )、马氏体转变开始温度( $M_s$ )分别为 $636$ 、 $857$ 、 $285\text{ }^\circ\text{C}$ 。为预测不同类型碳化物的析出溶解温度及其化学组成,使用Thermo-Calc热力学软件计算其平衡相图。图2为实验钢的平衡相图和 $M_6C$ 型碳化物的元素组成。由图2(a)可知, $M_2C$ 型碳化物析出温度区间为 $400\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$ , $M_6C$ 型碳化物完全溶解在 $1030\text{ }^\circ\text{C}$

以上。同时,在 $840\text{ }^\circ\text{C}$ 以下保温过程中将析出 $MC$ 型碳化物。图2(b)表明, $M_6C$ 型碳化物除含有C及Fe元素外,主要富集Mo和W元素。基于上述相变点和碳化物析出预测结果,对试样进行不同温度淬火及回火处理。

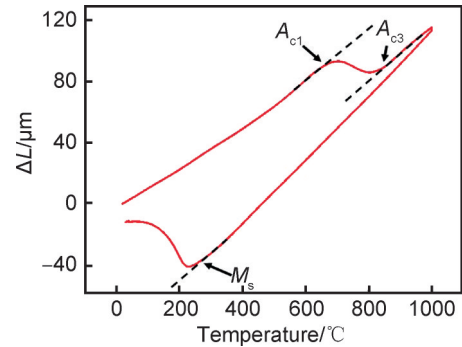
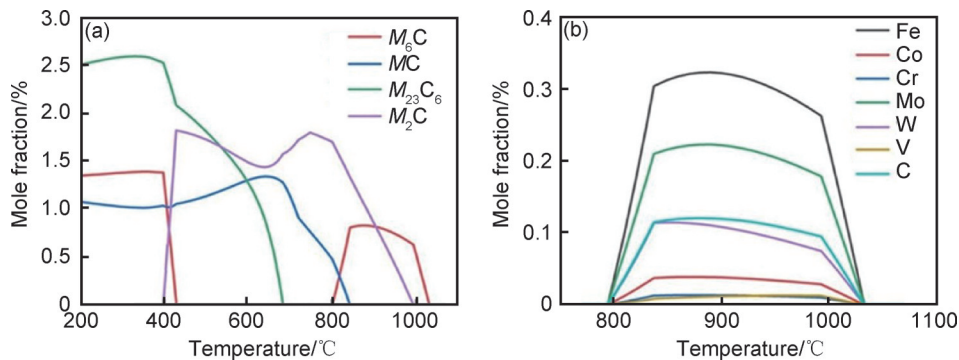


图1 实验钢的热膨胀曲线

Fig.1 Thermal expansion curve of experimental steel

图2 实验钢平衡相图(a)和 $M_6C$ 型碳化物元素组成(b)Fig.2 Equilibrium phase diagram of experimental steel(a) and elemental composition of  $M_6C$  type carbides(b)

## 1.2 实验方法

将锻态样品在 $1075\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 $1.5\text{ h}$ ,进行组织均匀化后空冷至室温,然后分别升温至 $950$ 、 $1030$ 、 $1060$ 、 $1090\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $1120\text{ }^\circ\text{C}$ ,保温 $1\text{ h}$ 后油淬到室温,该试样确定为淬火态;然后将其立即在 $-73\text{ }^\circ\text{C}$ 下冷处理 $2\text{ h}$ ,降温速率为 $3\text{ }^\circ\text{C/min}$ ,随后在 $520\text{ }^\circ\text{C}$ 下回火 $8\text{ h}$ 后空冷,将其确定为回火态。分别对淬火态及回火态样品进行组织观察,并测试回火态样品的力学性能。其中V型缺口冲击试样尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 55\text{ mm}$ ,采用GB/T 229—2020标准,在SANS-ZBC2452-C冲击试验机上进行实验;拉伸试样标距处尺寸为 $\Phi 5\text{ mm} \times 30\text{ mm}$ ,采用GB/T 228.1—2021标准,在INSTRON 5982万能试验机上进行实验。

金相样品经机械研磨及抛光后,分别采用 $18\text{ g}$ 亚硫酸氢钠+ $14\text{ mL}$ 草酸饱和溶液+ $3\text{ mL}$ 双氧水及 $95\text{ mL}$ 蒸馏水混合溶液及体积分数为 $4\%$ 的硝酸酒精

溶液腐蚀淬火态奥氏体晶粒及回火态马氏体基体,随后在Inspect F50型热场发射扫描电镜(SEM)上观察回火态微观组织和冲击、拉伸断口形貌。采用电子背散射衍射仪(EBSD)观察回火态马氏体的亚结构及高角度晶界,并使用FEI Tecnai G2 F20透射电镜(TEM)标定回火态下碳化物结构。

## 2 实验结果

### 2.1 淬火温度对微观组织的影响

#### 2.1.1 碳化物

由于在热处理过程中形成 $M_2C$ , $MC$ 和 $M_6C$ 三种富Mo碳化物,因此研究二次硬化钢中稳定的碳化物溶解具有重要意义<sup>[24]</sup>。图3为实验钢经不同温度淬火后的回火态组织,可以看到基体均为板条马氏体。观察到明显的未溶碳化物(图3(a)),从尺寸上来看分为两

种类型,一种直径小于 200 nm,呈圆球状,数量相对较多;一种直径大于 200 nm,呈椭圆形及不规则的形状,这种未溶碳化物主要存在于晶界及其附近。随着淬火温度的升高,一方面,未溶碳化物的形状由椭圆形及不

规则的形状逐渐球化为圆形(图 3(b),(c));另一方面,未溶碳化物的数量逐渐减少,当淬火温度升高至 1090 °C(图 3(d))时,未溶碳化物开始大幅度消失,而进一步升高温度至 1120 °C 后(图 3(e)),碳化物完全消失。

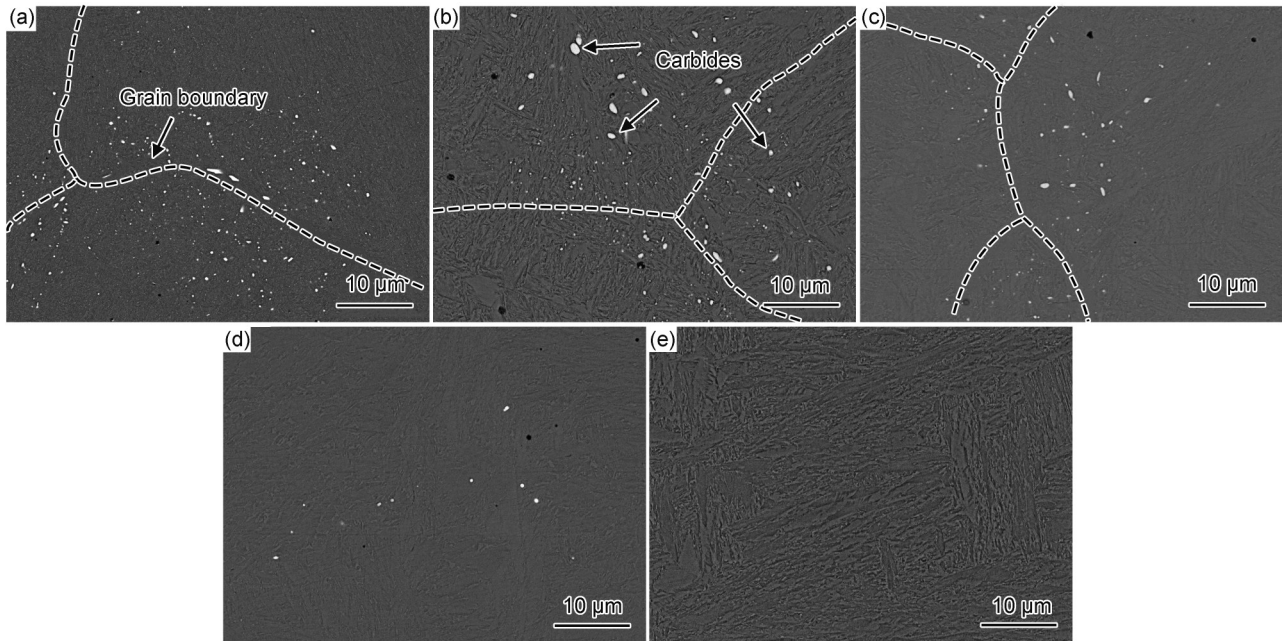


图 3 不同温度淬火后回火态基体形貌

(a)950 °C;(b)1030 °C;(c)1060 °C;(d)1090 °C;(e)1120 °C

Fig.3 Morphologies of as-tempered matrix after quenching at different temperatures

(a)950 °C;(b)1030 °C;(c)1060 °C;(d)1090 °C;(e)1120 °C

图 4 为 1030 °C 淬火后回火态样品中碳化物 SEM、TEM、能谱结果和电子衍射图。图 4(a),(b)分别为未溶碳化物在 SEM 及 TEM 下的形貌,能谱结果(图 4(c))表明该碳化物主要富集 Mo、W 元素,并且 Mo、W 元素与 C 元素的化学计量比接近 6:1,这与平衡相图预测的  $M_6C$  碳化物的成分(图 2(b))一致。电子衍射结果表明,该碳化物具有面心立方结构,但未直接观察到其与基体之间明确晶体取向关系(图 4(d))。

利用 Image Pro Plus 软件统计不同淬火温度下  $M_6C$  碳化物的平均尺寸及面积分数,如图 5 所示。可知,随淬火温度的升高, $M_6C$  碳化物的面积分数逐渐降低而平均尺寸却逐渐增加。造成这种现象的主要原因是,淬火保温过程中不同尺寸的  $M_6C$  碳化物溶解速率不同,小尺寸碳化物溶解速率大于大粒径碳化物,所以更高温度下小尺寸碳化物的溶解速率越快,基体中剩余的数量越少,而大尺寸碳化物较慢的溶解速率造成较高淬火温度下仍残存部分大尺寸  $M_6C$  碳化物,基体  $M_6C$  碳化物的平均尺寸得到提高。

### 2.1.2 奥氏体晶粒

淬火态原奥氏体晶粒(prior austenite grains,PAG)

形貌如图 6 所示。当淬火温度由 950 °C 升高至 1030 °C 时,晶粒边界更加曲折,晶粒尺寸发生明显的细化,PAG 的平均尺寸由 69.4  $\mu m$  降至 59.3  $\mu m$ 。淬火温度继续升高,PAG 逐渐粗化,1060、1090、1120 °C 下平均晶粒尺寸分别为 74.6、95.6、131.6  $\mu m$ ,晶界也逐渐趋于平直化。随淬火温度升高,PAG 的尺寸先降低后升高,并且淬火温度越高,晶粒尺寸的增加速率也越高。

950 °C 淬火后的基体遗传了预处理后的粗大晶粒,奥氏体以非扩散的  $\alpha' \rightarrow \gamma$  形成<sup>[25-26]</sup>,温度升高至 1030 °C 时,再结晶获得足够的驱动力,在奥氏体晶界上形成新的晶粒,同时奥氏体晶粒也以晶界迁移的方式发生再结晶,形成大量的等轴晶,导致晶粒的细化<sup>[27]</sup>,而进一步提高淬火温度后,奥氏体晶粒快速长大,再结晶后的晶界也变得平直。当淬火温度达到 1060 °C 时,奥氏体已经完成再结晶,并且随着合金元素的固溶和碳化物的溶解,PAG 开始一定程度的长大。当淬火温度升至 1090 °C 时,PAG 开始快速长大,淬火温度至 1120 °C 时,PAG 已经显著粗化。

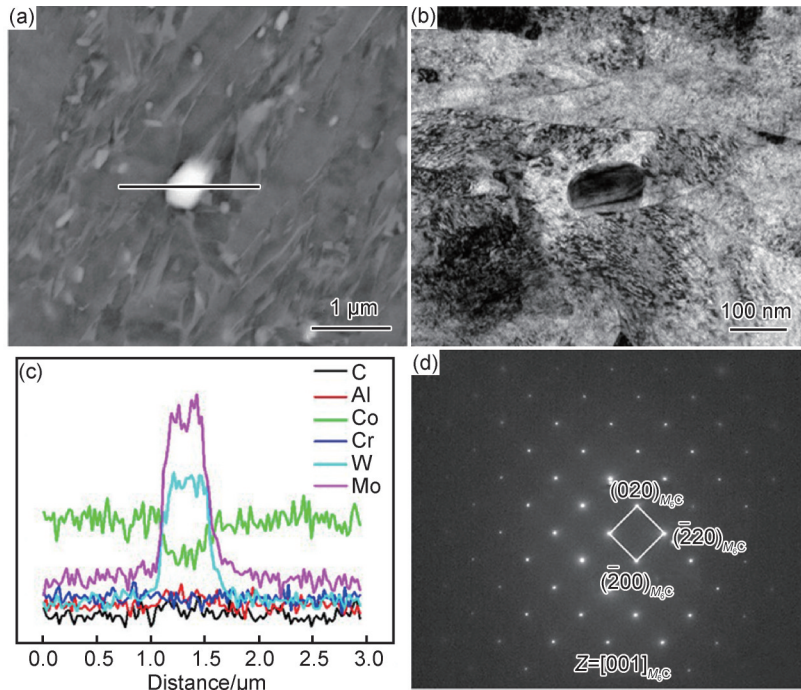


图4 1030 °C淬火后回火态样品中碳化物SEM(a)、TEM(b)、能谱结果(c)和电子衍射图(d)  
Fig.4 SEM image (a), TEM image (b), energy spectra results (c), and electron diffraction pattern (d)  
of carbides in as-tempered samples after quenching at 1030 °C

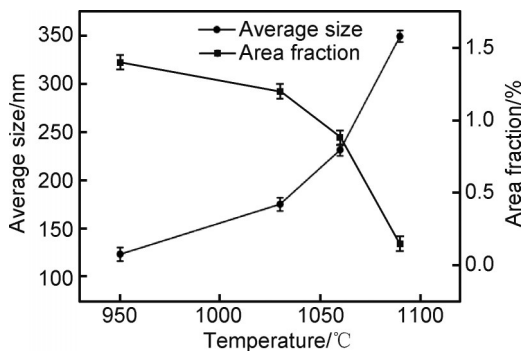


图5 不同淬火温度下回火态样品中 $M_6C$ 碳化物的平均尺寸及面积分数

Fig.5 Average size and area fraction of  $M_6C$  carbides in as-tempered samples after quenching at different temperatures

### 2.1.3 马氏体亚结构

图7为不同淬火温度下回火态马氏体亚结构分布及高角度晶界 (high angle grain boundaries, HAGB) (取向大于  $15^\circ$ , 蓝色线所示) 占比。当淬火温度为 950、1030、1060、1090 °C 及 1120 °C 时, HAGB 的占比分别为 14.7%、15.3%、11%、12.9% 及 13%, HAGB 的占比随淬火温度的升高先升高后降低, 马氏体亚结构的尺寸变化往往与奥氏体晶粒的变化相一致<sup>[28]</sup>, 在 1030 °C 时奥氏体晶粒发生再结晶、尺寸细化, 同时内部的亚结构也存在细化的趋势, HAGB 的占比增加, 继续升高温度后奥氏体晶粒长大, 而亚晶界也随之发生迁移, HAGB 的占比下降。HAGB 作为高能边界,

可动性较强, 在变形时能通过滑移来降低应力集中, 是影响塑韧性的重要单元<sup>[29]</sup>。裂纹穿过 HAGB 时需要消耗更多的能量, 并且随着晶体学取向的增加, 裂纹剪切边界的能量消耗增加, 具有良好增韧效果。

### 2.1.4 奥氏体

对于二次硬化型超高强度钢, 淬火温度对残余奥氏体含量的影响存在不同的研究结果。Zhang 等<sup>[30]</sup>揭示了随着淬火温度的升高, Ferrium S53<sup>®</sup> 钢中残余奥氏体含量会逐渐升高。这主要是由于: (1) 更高温度淬火时, 钢中碳化物能够充分溶解到奥氏体母相中, 从而增加其热力学稳定性; (2) 尺寸增大的原奥氏体晶粒, 在发生马氏体相变时将产生更大的晶体内应力, 抑制剩余未转变奥氏体的转变。两个因素共同降低了奥氏体转变为马氏体的驱动力, 从而获得较高含量的残余奥氏体。相比之下, Wang 等<sup>[31]</sup>在 2000 MPa 级超高强度钢中发现, 不同淬火温度下均无残余/逆转奥氏体形成, 即两者之间无明显的关联, 认为这主要与合金元素种类及含量差异密切相关, 具体原因仍需进一步研究。因此, 应将合金体系及具体工艺参数相结合, 分析淬火温度对残余奥氏体的影响。图 8 为回火态相分布的 EBSD 表征, 图中红色为体心立方 (body centered cubic, BCC) 结构马氏体, 绿色为面心立方 (face centered cubic, FCC) 结构奥氏体。可以看到, 经过不同温度淬火处理后的回火态基体几乎为全

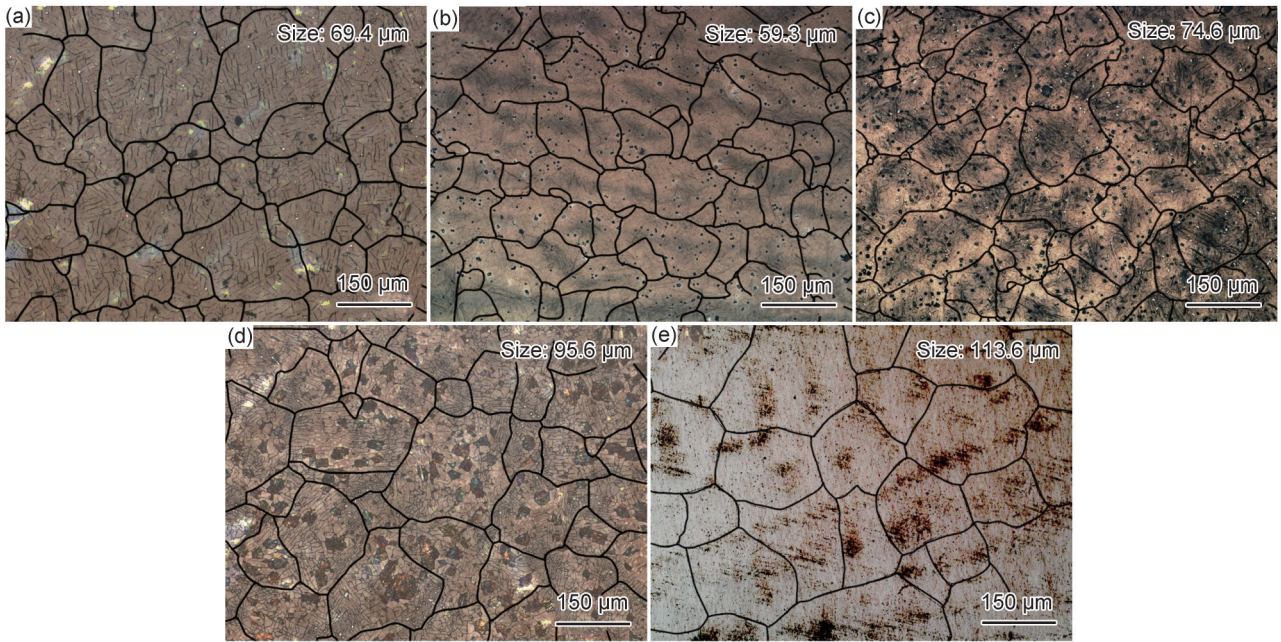


图 6 不同淬火温度下淬火态奥氏体晶粒形貌

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C

Fig.6 Austenite grain morphologies in quenched state after quenching at different temperatures

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C

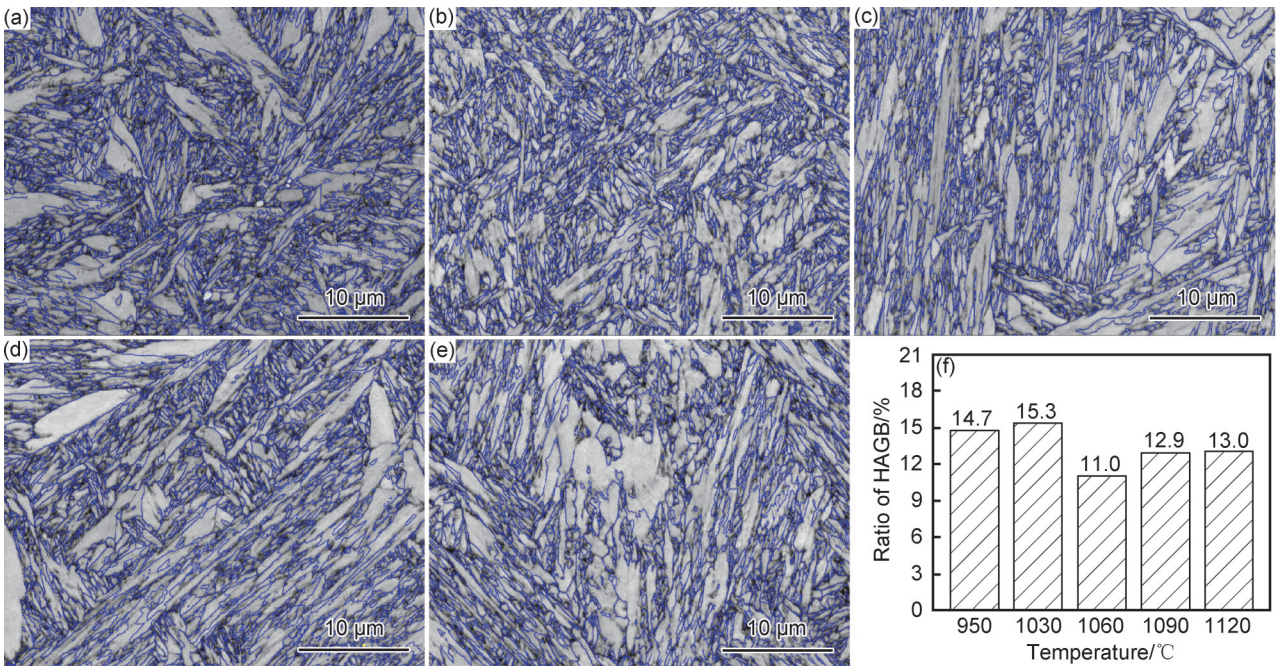


图 7 不同淬火温度下回火态马氏体亚结构形貌及高角度晶界占比

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C; (f)高角度晶界占比

Fig.7 Sub-structure morphologies and ratio of HAGB of as-tempered martensite after quenching at different temperatures

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C; (f)ratio of HAGB

马氏体组织,仅发现点状且分散的奥氏体,其含量极少,说明淬火温度对奥氏体含量无显著影响。

## 2.2 淬火温度对力学性能的影响

不同淬火温度下实验钢的强度、韧性及塑性如图 9 所示。如图 9(a)所示,随着淬火温度的升高,实

验钢的抗拉强度( $R_m$ )首先快速增长,从 950 °C 淬火 (2072 MPa)到 1030 °C 淬火 (2251 MPa),抗拉强度提高了 179 MPa,之后缓慢增加并趋于稳定,而从 1030 °C 升高到 1120 °C 时,抗拉强度的波动幅度不超过 50 MPa;屈服强度( $R_{p0.2}$ )的变化幅度相对较小,呈先升

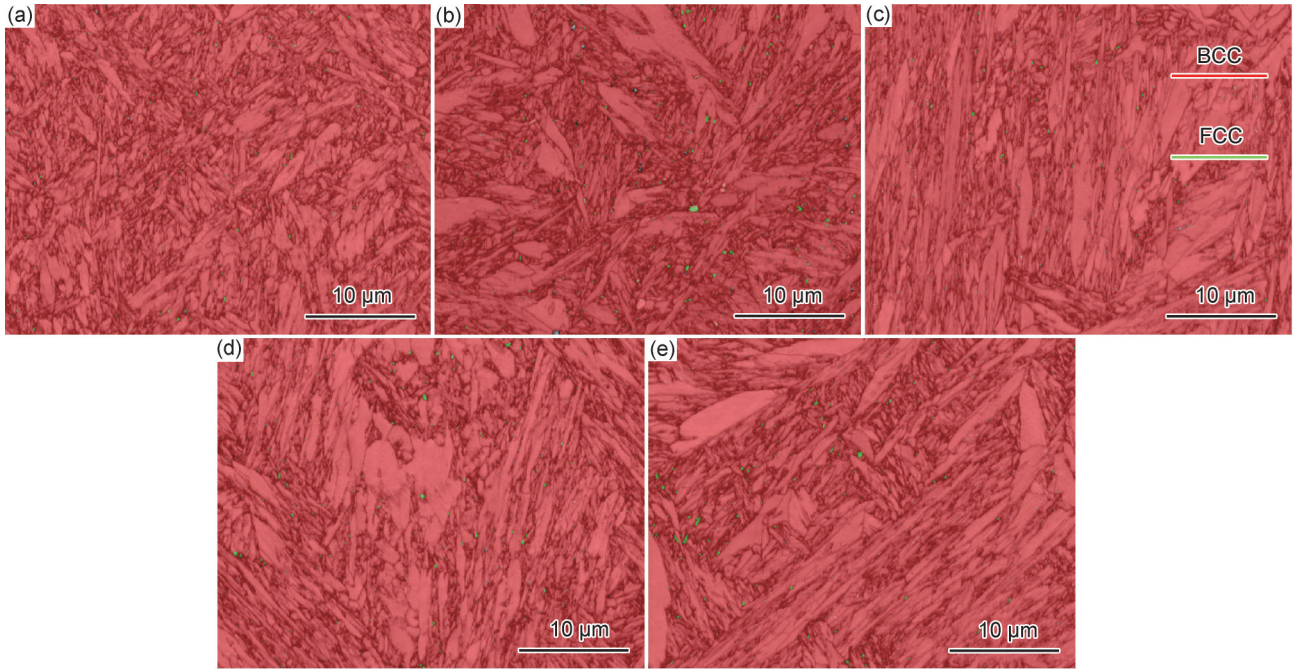


图8 不同淬火温度下回火态样品的相分布

(a)950 °C;(b)1030 °C;(c)1060 °C;(d)1090 °C;(e)1120 °C

Fig.8 Phase distribution of as-tempered samples after quenching at different temperatures

(a)950 °C;(b)1030 °C;(c)1060 °C;(d)1090 °C;(e)1120 °C

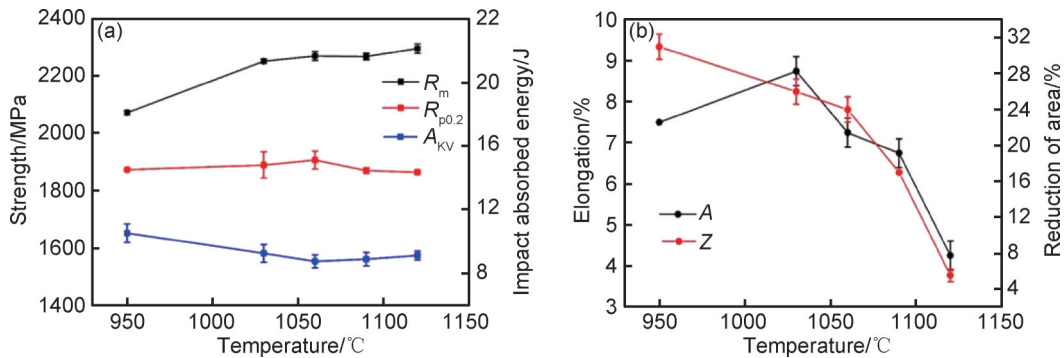


图9 不同淬火温度下实验钢的力学性能

(a)强度和冲击吸收功;(b)伸长率和断面收缩率

Fig.9 Mechanical properties of steel after quenching at different temperatures

(a)strength and impact absorbed energy;(b)elongation and reduction of area

高后降低的趋势,1030 °C时屈服强度为1901 MPa。V型缺口的冲击吸收功( $A_{KV}$ )则在950~1030 °C内先下降后趋于稳定(约为9 J)。相比之下,不同淬火温度下塑性的变化最为显著,如图9(b)所示,实验钢的伸长率(A)在1030 °C时达到最佳(9%),之后随淬火温度的升高持续下降,1120 °C时降低至4.5%;而断面收缩率(Z)从950 °C淬火下的31%连续降低至1120 °C淬火下的5.5%。综上所述,强度随淬火温度的升高先升高后维持稳定,韧性则先降低后维持稳定,而塑性则不断降低。淬火温度为1030 °C时,实验钢达到最佳强塑韧性匹配。

### 2.3 拉伸及冲击断口分析

图10为不同淬火温度下实验钢拉伸断口的SEM图。可以看出,随淬火温度的升高,实验钢的拉伸断裂模式发生变化,沿晶断裂区域的面积逐渐增加,断裂模式由晶内断裂为主逐渐向沿晶断裂为主转变。当淬火温度达到1090 °C时,开始出现大量“冰糖状”脆性断裂形态(图10(d)),沿晶断裂区域的面积大幅度增加,超过晶内断裂区域的面积,断裂模式转变为沿晶断裂主导,这与实验钢的拉伸塑性急剧下降结果一致。进一步提高淬火温度至1120 °C,沿晶断裂的区域进一步增加(图10(e)),这与淬火温度升高引起的奥

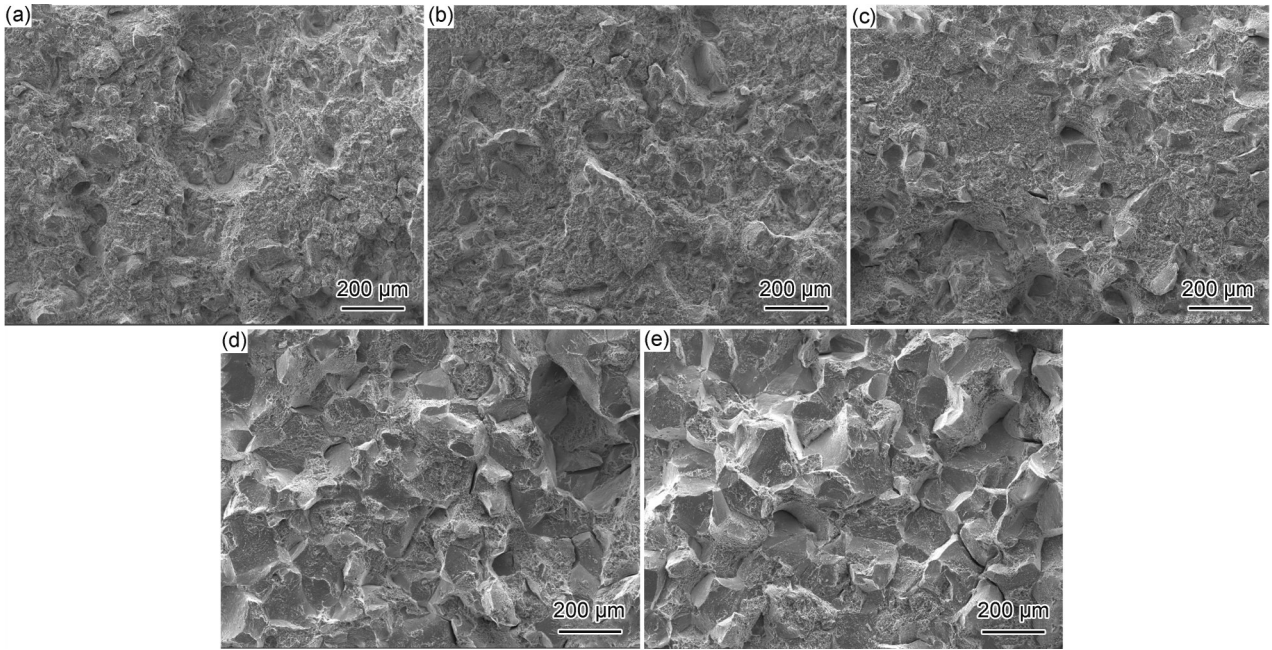


图 10 不同淬火温度下实验钢的拉伸断口形貌

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C

Fig.10 Tensile fracture morphologies of experimental steel after quenching at different temperatures

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1060 °C; (d)1090 °C; (e)1120 °C

氏体晶粒快速长大密切相关,晶粒越大,晶粒内部大角度晶界比例越少,受到外部载荷时晶界处产生的应力集中越大,导致沿晶断裂区域增加。

图 11 为不同淬火温度下冲击试样断口形貌。950 °C 及 1030 °C 淬火下的断裂模式均为以韧窝和解理面为主的穿晶断裂(图 11(a), (b)),不同温度淬火下

的断裂模式差别不大,但当淬火温度升至 1120 °C 时,断口形貌中出现部分沿晶断裂及二次裂纹的形态(图 11(c)),这是由于 1120 °C 下奥氏体晶粒尺寸过大,对实验钢的韧性产生不利影响。另外,对 1030 °C (图 11(d))和 1120 °C (图 11(e))下韧窝形貌观察发现,1120 °C 下的韧窝更深、更细也更加密集,而

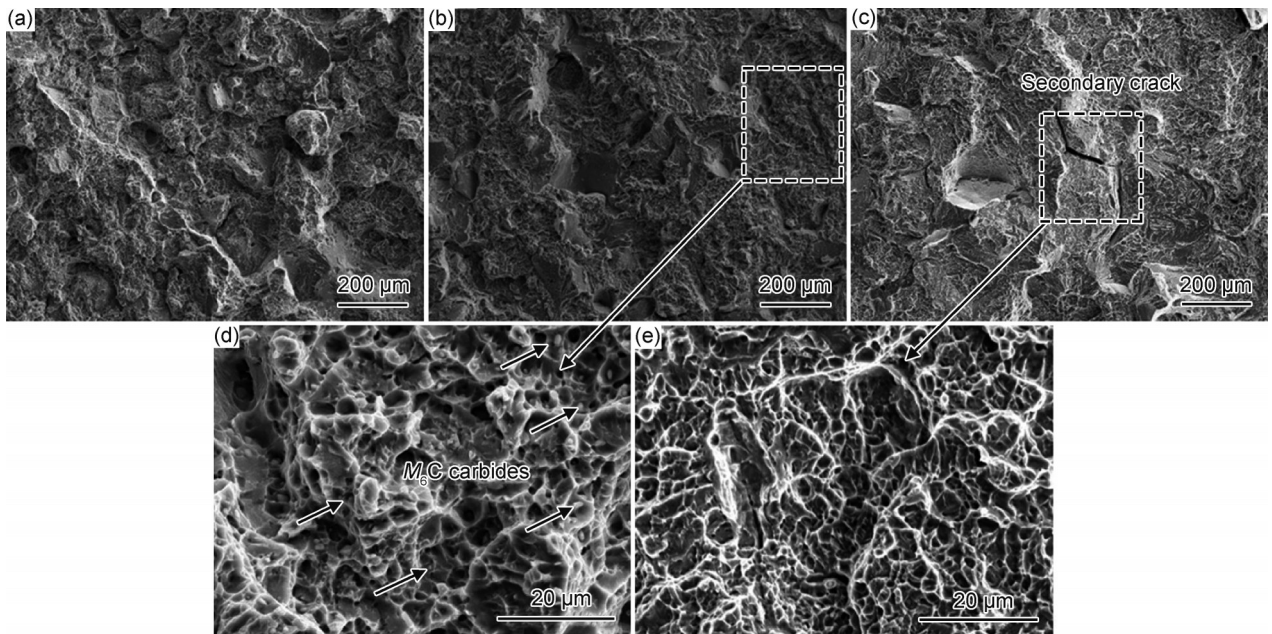


图 11 不同淬火温度下实验钢的冲击断口形貌

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1120 °C; (d)1030 °C 放大图; (e)1120 °C 放大图

Fig.11 Impact fracture morphologies of experimental steel after quenching at different temperatures

(a)950 °C; (b)1030 °C; (c)1120 °C; (d)enlarged image at 1030 °C; (e)enlarged image at 1120 °C

1030 °C下韧窝的底部存在大小不同的 $M_6C$ 碳化物颗粒,在基体组织变形时该第二相硬质颗粒周围会形成应力集中,从而破坏韧窝的形成,或使韧窝变浅、变大,而碳化物的尺寸越大,对韧窝的破坏作用越强烈,严重时会导致二次裂纹的产生,对实验钢的韧性产生不利影响。

### 3 分析与讨论

$M_6C$ 型碳化物常见于二次硬化钢中,其出现主要是因为基体中含有大量的W、Mo元素。W元素的富集使其具有较好的高温稳定性,在较高的淬火温度下仍能够稳定存在,所以淬火温度需要维持在一个较高的水平以消除大尺寸碳化物带来的负面影响。当淬火温度较低时,大量未溶 $M_6C$ 碳化物的存在降低回火过程中可能析出的潜在颗粒的体积分数<sup>[30]</sup>;另外, $M_6C$ 碳化物在基体中沿晶界呈聚集式分布,导致碳化物形成元素的不均匀分布,进而造成回火过程中碳化物不均匀析出,在碳化物形成元素富集区域形成较高密度的团簇<sup>[32]</sup>,这些因素都会导致力学性能的衰减,所以当淬火温度由950 °C升高至1030 °C时, $M_6C$ 碳化物发生部分溶解,增强了淬火态下合金化元素的固溶程度,从而促进回火后碳化物析出水平,使得强度出现一定程度的上升,如图9(a)所示。

随淬火温度的升高,奥氏体晶粒尺寸先减小后增大。在1030 °C时,再结晶使晶粒细化,HAGB占比也

随之升高,这对于实验钢的强塑韧性产生明显的有利影响。继续提高淬火温度,晶界移动的驱动力增大,奥氏体晶粒会快速长大<sup>[33]</sup>,此时对应的强度增长缓慢,晶粒内部的马氏体板条块也发生相应的粗化<sup>[34-35]</sup>(图7),阻碍裂纹扩展的高角度晶界的比例减少,致使裂纹扩展路径发生较大角度转变的频率相应减少,消耗的裂纹扩展功减小,更容易在奥氏体晶界处形成更大的应力集中,使实验钢发生沿晶断裂,导致伸长率急剧下降<sup>[36]</sup>。

在以往报道中<sup>[10,34]</sup>, $M_6C$ 型碳化物被认为是一种对超高强度钢韧性产生不利影响的有害相,其与基体没有明显的取向关系,在受到较大载荷变形时, $M_6C$ 碳化物周围会形成应力集中,诱导裂纹的产生,对韧性产生不利的影响。但在高温合金中,有部分学者认为<sup>[37-40]</sup>, $M_6C$ 碳化物可以起到抑制晶界滑动和晶粒长大、强化基体并协调合金变形的作用。而在二次硬化钢中, $M_6C$ 碳化物能否产生类似的作用机制尚不明确。图12为1030~1090 °C内奥氏体晶粒及 $M_6C$ 碳化物变化示意图。该温度区间是 $M_6C$ 碳化物快速溶解的温度区间,但同时也是奥氏体晶粒快速长大的区间。在1090 °C时, $M_6C$ 碳化物虽然已经大量溶解,但过高的淬火温度使 $M_6C$ 碳化物对晶界迁移的阻碍作用减弱,奥氏体晶粒长大至95.6 μm,两者温度区间的重叠使晶粒长大与 $M_6C$ 碳化物溶解对实验钢强韧性带来的利害影响相互抵消<sup>[41-42]</sup>,实验钢在该淬火温度范围内表现出稳定的强韧性能,而塑性则更多地受到晶粒长大的影响,从而表现为持续下降。

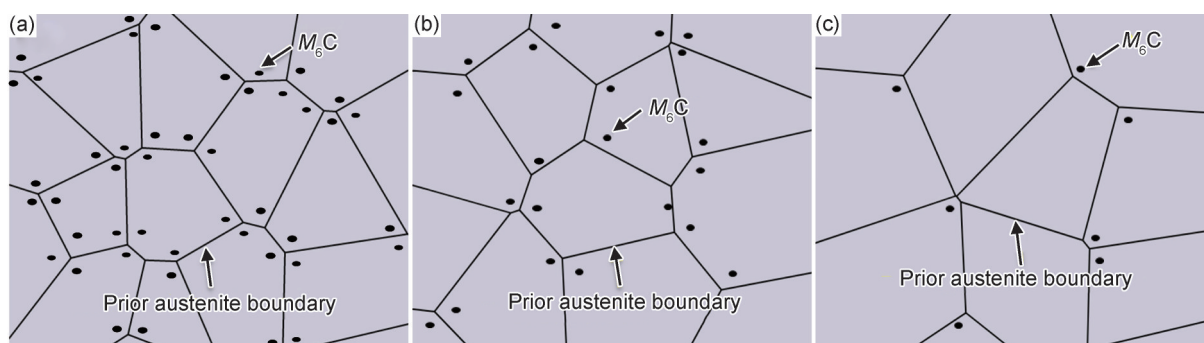


图12 不同淬火温度下奥氏体晶粒及 $M_6C$ 碳化物变化示意图 (a)1030 °C;(b)1060 °C;(c)1090 °C

Fig.12 Schematic diagrams of evolution in austenite grains and  $M_6C$  carbides after quenching at different temperatures

(a)1030 °C;(b)1060 °C;(c)1090 °C

以上研究对于二次硬化钢的成分设计具有一定的指导意义,一方面,不宜加入过多的W、Mo元素,这会增加 $M_6C$ 碳化物的高温稳定性,需要提高其消除温度;另一方面,过高淬火温度会导致晶粒的过度长大,对实验钢的塑韧性产生不利的影响。

### 4 结论

(1)随淬火温度升高,奥氏体晶粒发生再结晶细化,而 $M_6C$ 碳化物的部分溶解使合金元素的固溶更加充分,从而提高强化相的析出水平,使强度出现回升。

(2) 淬火温度为 1030 °C 时, 实验钢获得较佳的力学性能, 抗拉强度为 2251 MPa, 屈服强度为 1901 MPa, 伸长率为 9%, V 型缺口冲击功为 9 J。

(3) 提高淬火温度使得奥氏体晶粒持续长大, 导致实验钢的塑性急剧下降。M<sub>6</sub>C 碳化物快速溶解与奥氏体晶粒快速长大的温度区间相重合, 均为 1030~1090 °C。然而, 过度长大的晶粒抵消 M<sub>6</sub>C 碳化物溶解对韧性产生的有利影响, 使得实验钢的强韧性相对稳定。

### 参考文献

- [1] YANG Z, LIU Z, LIANG J, et al. Elucidating the role of secondary cryogenic treatment on mechanical properties of a martensitic ultra-high strength stainless steel [J]. *Materials Characterization*, 2021, 178: 111-277.
- [2] 胡春东, 孟利, 董瀚. 超高强度钢的研究进展 [J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(11): 179-183.  
HU C D, MENG L, DONG H. Research and development of ultra-high strength steels [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(11): 179-183.
- [3] 焦增宝, 刘锦川. 新型纳米强化超高强度钢的研究与进展 [J]. *中国材料进展*, 2011, 30(12): 7-11.  
JIAO Z B, LIU J C. Research and development of advanced nano-precipitate strengthened ultra-high strength steels [J]. *Progress in Chinese Materials Sciences*, 2011, 30(12): 7-11.
- [4] 罗海文, 沈国慧. 超高强度高韧化钢的研究进展和展望 [J]. *金属学报*, 2020, 56(4): 495-512.  
LUO H W, SHEN G H. Progress and perspective of ultra-high strength steels having high toughness [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(4): 495-512.
- [5] ZHANG Y, ZHAN D, QI X, 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.
- [6] SHA W, CERREZO A, SMITH G D W, et al. Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: part I. introduction and study of Co-containing C-300 steel [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1993, 24: 1221-1232.
- [7] HE Y, YANG K, QU W S, et al. Strengthening and toughening of a 2800 MPa grade maraging steel [J]. *Materials Letters*, 2002, 56(5): 763-769.
- [8] SPEICH G R, DABKOWSKI D S, PORTER L F, et al. Strength and toughness of Fe-10Ni alloys containing C, Cr, Mo, and Co [J]. *Metallurgical Transactions*, 1973, 4(1): 303-315.
- [9] HEO N H, NA J G. Effect of alloying elements on fracture behavior of Fe-18Ni-2Ti-(8Co) alloys [J]. *Metals and Materials*, 1997, 3(2): 125-129.
- [10] 熊金生, 宁静, 苏杰, 等. 淬火温度对低钴二次硬化钢组织和性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2022, 47(3): 92-96.  
XIONG J S, NING J, SU J, et al. Effect of quenching temperature on microstructure and properties of a low cobalt secondary hardening steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2022, 47(3): 92-96.
- [11] 吴迪. 钨钼复合二次硬化超高强度钢析出相及热变形行为研究 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2016.  
WU D. Study on the precipitation phase and thermal deformation behavior of tungsten-molybdenum composite secondary hardened ultra-high strength steel [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2016.
- [12] GAO Y H, LIU S Z, HU X B, et al. A novel low cost 2000 MPa grade ultra-high strength steel with balanced strength and toughness [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2019, 759: 298-302.
- [13] LIU T Q, CAO Z X, WANG H, et al. A new 2.4 GPa extra-high strength steel with good ductility and high toughness designed by synergistic strengthening of nano-particles and high-density dislocations [J]. *Scripta Materialia*, 2020, 178: 285-289.
- [14] 郝欣欣, 席通, 张宏镇, 等. 淬火温度对含铜 5Cr15MoV 马氏体不锈钢性能的影响 [J]. *材料研究学报*, 2021, 35(12): 933-941.  
HAO X X, XI T, ZHANG H Z, et al. Effect of quenching temperature on microstructure and properties of Cu-bearing 5Cr15MoV martensitic stainless steel [J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2021, 35(12): 933-941.
- [15] 宋欣, 杨海峰, 王川, 等. 屈服强度 1100 MPa 级超高强度钢热处理组织及性能 [J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(6): 592-600.  
SONG X, YANG H F, WANG C, et al. Microstructures and properties of 1100 MPa grade ultra-high strength steel after heat treatments [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(6): 592-600.
- [16] 孙健, 孙潭, 居殿春, 等. Ti 对铬钼钒模具钢奥氏体化组织与性能的影响 [J]. *钢铁研究学报*, 2019, 31(1): 40-48.  
SUN J, SUN T, JU D C, et al. Effect of titanium on microstructure and properties of Cr-Mo-V die steel after austenitizing [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2019, 31(1): 40-48.
- [17] 路妍, 王军华, 苏杰, 等. 奥氏体化温度对 30Cr3SiMnNiWMo 钢组织性能的影响 [J]. *特殊钢*, 2011, 32(4): 60-63.  
LU Y, WANG J H, SU J, et al. Effect of austenitizing temperature on structure and mechanical properties of steel 30Cr3SiMnNiWMo [J]. *Special Steel*, 2011, 32(4): 60-63.
- [18] 孙智, 董小文, 张绪平, 等. 奥氏体化温度对 9Cr-1Mo-V-Nb 钢组织与性能的影响 [J]. *金属热处理*, 2001, 26(8): 12-14.  
SUN Z, DONG X W, ZHANG X P, et al. Effect of austenitizing temperature on structure and mechanical properties of 9Cr-1Mo-V-Nb steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2001, 26(8): 12-14.
- [19] 郭海滨, 左秀荣, 张新理, 等. 奥氏体化温度对奥氏体晶粒度及第二相固溶的影响 [J]. *钢铁研究学报*, 2016, 28(2): 63-68.  
GUO H B, ZUO X R, ZHANG X L, et al. Effect of austenitizing temperature on size of austenite grain and solid solution of second phase particles [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2016, 28(2): 63-68.
- [20] 丁灿, 曹燕光, 杨俊伟, 等. 奥氏体化温度对 51CrV4 钢组织及疲劳性能的影响 [J]. *钢铁研究学报*, 2018, 30(12): 991-997.  
DING C C, CAO Y G, YANG J W, et al. Effect of austenitizing temperature on quenching microstructure and properties of 51CrV4 steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2018, 30(12): 991-997.

- [21] 董子尧,王睿,康燕,等.高温均匀化处理对1.3C-5Cr-0.7Mo-0.6V钢中碳化物形貌及力学性能的影响[J].金属热处理,2020,45(12):69-75.  
DONG Z Y, WANG R, KANG Y, et al. Effect of high temperature homogenization on carbide morphology and mechanical properties of 1.3C-5Cr-0.7Mo-0.6V steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(12):69-75.
- [22] ZHANG H L, ZHANG G Q, ZHOU H C, et al. Influence of cooling rate during cryogenic treatment on the hierarchical microstructure and mechanical properties of M54 secondary hardening steel [J]. Materials Science & Engineering: A, 2022, 851:143659.
- [23] WANG B, ZHANG H L, MI P, et al. Revealing the evolution behavior of multiple carbides precipitation and mechanical response in M54 secondary hardening steel[J]. Materials Characterization, 2024, 211:113856.
- [24] MONDIERE A, DENEUX V, BINOT N, et al. Controlling the MC and M<sub>2</sub>C carbide precipitation in Ferrium<sup>®</sup>M54<sup>®</sup> steel to achieve optimum ultimate tensile strength/fracture toughness balance[J]. Materials Characterization, 2018, 140:103-112.
- [25] YAKOVLEVA I L, PAPSHEV V A, MIRZAEV D A, et al. Structural inheritance of cast steels for road tools [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2001, 43(7/8):263-266.
- [26] YUGAI S S, KLEINER L M, SHATSOV A A, et al. Structural heredity in low carbon martensitic steels [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2004, 46(11/12):539-544.
- [27] YAKOVLEVA I L, PAPSHEV V A, MIRZAEV D A, et al. Structural inheritance of cast steels for road tools [J]. Metal Science and Heat Treatment, 2001, 43(7/8):263-266.
- [28] 王飞,张英杰,杨卓越.奥氏体化温度对W、Mo强化超高强度钢强韧性的影响[J].金属热处理,2015,40(7):130-132.  
WANG F, ZHANG Y J, YANG Z Y, et al. Effect of austenitization temperature on the strength and toughness of W and Mo strengthened ultra-high strength steels [J]. Heat Treatment of Metals, 2015, 40(7):130-132.
- [29] MORITO S, YOSHIDA H, MAKI T, et al. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 438(1):237-240.
- [30] ZHANG Y P, ZHANG D P, QI X W. Effect of solid-solution temperature on the microstructure and properties of ultra-high-strength Ferrium S53<sup>®</sup> steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 730(11):41-49.
- [31] WANG C X, GAO Y H, LI Y. Effects of solid-solution temperature on microstructure and mechanical properties of a novel 2000 MPa grade ultra-high-strength steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2020, 27:710-718.
- [32] ABU N K, SURESH M R, SINHA P P, et al. Effect of austenitizing temperature and cooling rate on the structure and properties of a ultrahigh strength low alloy steel [J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(10):2971-2980.
- [33] 钢铁研究总院. 钢和铁、镍基合金的物理化学相分析[M]. 上海:上海科学技术出版社,1981.  
Iron and Steel Research Institute. Physicochemical phase analysis of steel, iron and nickel-based alloys[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1981.
- [34] 张光倩,谢康笛,郭慧琦,等.奥氏体化温度对M54二次硬化钢组织及力学性能的影响[J].材料热处理学报,2022,43(10):119-125.  
ZHANG G Q, XIE K D, GUO H Q, et al. Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of M54 secondary hardened steel [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(10):119-125.
- [35] 刘跃,韩顺,厉勇,等.淬火温度对GE1014超高强度钢组织及性能的影响[J].金属热处理,2022,47(2):125-130.  
LIU Y, HAN S, LI Y, et al. Effect of quenching temperature on microstructure and mechanical properties of GE1014 ultra-high strength steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2022, 47(2):125-130.
- [36] 徐文帅,厉勇,王春旭,等.马氏体时效钢循环相变的EBSD分析[J].材料热处理学报,2014,35(10):154-160.  
XU W S, LI Y, WANG C X, et al. Analysis on cyclic phase transformation of maraging steel by EBSD [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(10):154-160.
- [37] HUANG M Q, ZHOU Z J, CUI C Y, et al. Formation and evolution behavior of M<sub>6</sub>C carbide in a Ni-W-Cr superalloy [J]. Materials Characterization, 2023, 204:113211.
- [38] GUI W M, ZHANG H Y, YANG M, et al. Influence of type and morphology of carbides on stress-rupture behavior of a cast cobalt-base superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 728:145-151.
- [39] JIANG L, YE X, CUI C, et al. Intermediate temperature embrittlement of one new Ni-26W-6Cr based superalloy for molten salt reactors [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 668:137-145.
- [40] LIU T, DONG J S, XIE G, et al. Effect of silicon on microstructure and stress rupture properties of a corrosion resistant Ni-based superalloy during long term thermal exposure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 656:75-83.
- [41] 王毛球,董瀚,王琪,等.25Cr3Mo3NiNb二次硬化钢冲击性能的研究[J].金属热处理,2003,28(3):14-17.  
WANG M Q, DONG H, WANG Q, et al. Study on impact properties of 25Cr3Mo3NiNb secondary hardened steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2003, 28(3):14-17.
- [42] 方萍,苏杰,赵晓丽,等.奥氏体化温度对30Cr4Si2NiMoNb超高强度钢强韧性的影响[J].金属热处理,2013,38(5):88-91.  
FANG P, SU J, ZHAO X L, et al. Effect of austenitizing temperature on the strength and toughness of 30Cr4Si2NiMoNb ultra-high strength steel [J]. Heat Treatment of Metals, 2013, 38(5):88-91.

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2024YFB3714200);国家自然科学基金资助项目(52173305, 52233017, 52203384, U244120568);中国科学院重点部署项目资助(RCJJ-145-24-40)

收稿日期:2024-01-23;录用日期:2024-04-17

通讯作者:张洪林(1992—),男,副研究员,博士,研究方向为先进高强度钢及低温钢,联系地址:辽宁省沈阳市沈河区文化路72号中国科学院金属研究所(110016),E-mail:hlzhang15b@imr.ac.cn

(本文责编:王晶)