



淬火冷却方式对 20Cr1Mo1VTiB 高温螺栓钢 低温冲击韧性的影响

龚雪婷¹, 赵吉庆², 杨 钢², 杨 滨³

(1 中国原子能科学研究院, 北京 102413; 2 钢铁研究总院有限公司特殊钢研究院, 北京 100081;
3 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘 要:通过力学性能测试, 扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)、电子背散射衍射(EBSD)等微观组织测试方法, 研究了淬火冷却方式对 20Cr1Mo1VTiB 钢棒材整体热处理后力学性能的影响。结果表明, 1 040 °C 奥氏体化处理 1 h 后, 采用水冷淬火能够获得较好的强度与低温冲击韧性匹配, 采用油冷淬火强度变化不大, 低温冲击韧性急剧下降, 进一步降低冷却速度, 低温冲击韧性持续恶化。奥氏体化处理后, 冷却方式由水冷→油冷→空冷→炉冷, 基体组织的转变过程为板条状贝氏体→粒状贝氏体+板条状贝氏体→粒状贝氏体→ α 铁素体。700 °C 回火后, 板条贝氏体中析出相细小弥散, 粒状贝氏体 M/A 岛中析出具有一定取向连续分布的 M_3C 碳化物。奥氏体化处理后冷速越慢, M_3C 相尺寸越大, 沿 M/A 岛边缘聚集程度越高。淬火冷却速度由水冷降至油冷, 导致的低温冲击韧性恶化主要由三个因素引起, 分别为贝氏体板条宽化、大角度晶界比例下降、粒状贝氏体组织中 M/A 分解析出连续分布的 M_3C 碳化物。 M_3C 碳化物连续分布, 为裂纹扩展提供了低能通道, 是导致低温冲击韧性快速下降的主要原因。

关键词: 高温螺栓钢; 淬火冷却方式; 低温冲击韧性; 粒状贝氏体; M_3C 碳化物

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. 2023-00006 中图分类号: TG156. 31

Effect of Quenching Cooling Method on Low-temperature Impact Toughness of 20Cr1Mo1VTiB High Temperature Bolting Steel

Gong Xueting¹, Zhao Jiqing², Yang Gang², Yang Bin³

(1 China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China; 2 Institute for Special Steel, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 3 Collaborative innovation center of steel generic technology, university of science and technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The effect of quenching cooling method on the mechanical properties of 20Cr1Mo1VTiB steel bar after overall heat treatment was studied through microstructure test methods such as mechanical property test, scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), and electron backscattered diffraction (EBSD). The results show that when quenching water cooling after austenitizing treatment 1 h at 1 040 °C, good strength and low-temperature impact toughness can be obtained. When quenching water cooling, the strength does not change much, but the low-temperature toughness decreases sharply. When the quenching cooling rate continues to decrease, the low temperature impact toughness performance continues to deteriorate. After austenitizing treatment, the cooling method changes from water cooling→oil cooling→air cooling→furnace cooling, the transformation process of the matrix structure is slatted bainite→granular bainite+slatted bainite→granular bainite→ α ferrite. When tempering at 700 °C, the precipitated phase of the slatted bainite is finely dispersed, and M_3C carbides with a certain orientation and continuous distribution are precipitated from the granular bainite M/A island. The slower the quenching cooling rate, the larger the M_3C phase size and the higher the degree of aggregation along the edge of the M/A island. The deterioration of impact toughness performance caused by the decrease of quenching cooling rate from water cooling to oil cooling is mainly caused by three factors, which are the widening of bainite slats, the decrease of the proportion of grain boundaries at large angles, and the continuous distribution of M_3C carbides in the M/A fraction of the granular bainite tissue. The continuous distribution of M_3C carbides providing a low-energy channel for crack growth is the main reason for the rapid decline of low-temperature impact toughness.

Key Words: High Temperature Bolting Steel; Quenching Cooling Method; Low-temperature Impact Toughness; Granular Bainite; M_3C Carbides

20Cr1Mo1VTiB钢具有良好的热强性与抗应力松弛性能,大量用于制造火电机组汽轮机高温螺栓^[1-4]。近年来,国内第四代核技术发展迅速,20Cr1Mo1VTiB钢被用于制造蒸汽发生器等换热设备的主螺栓材料^[5-6]。与火电机组相比,核电设备的安全等级更高,对关键结构材料的性能要求也更高,为此,国内开展了第四代核电专用20Cr1Mo1VTiB钢的研究工作。对于核用螺栓材料,低温冲击韧性、高温松弛性能是非常重要的应用性能,王志广、龚雪婷等^[7-9]研究了低温淬火+低温回火与高温淬火+高温回火两种不同热处理工艺下,强度-低温冲击韧性匹配、高温持久强度、松弛性能、微观组织的差异,结果表明,采用1 030~1 050 °C高温淬火+690~720 °C高温回火热处理工艺,能够获得更好的组织均匀性与性能稳定性。

上述研究中,热处理的拉伸试样截面 $\Phi 10$ mm、冲击试样截面10 mm \times 10 mm,奥氏体化处理后,采用油冷的冷却方式,-20 °C冲击功不低于100 J,能够获得良好的低温冲击韧性与强度匹配^[7-9]。螺栓生产过程中,需要对棒材进行整体热处理,截面尺寸远大于实验室试样,相同淬火介质下,冷却速度低于实验室试样级材料,力学性能尤其低温冲击韧性会出现不同程度的下降,甚至发生脆化。本文研究了淬火冷却方式对20Cr1Mo1VTiB钢棒材整体热处理后低温冲击韧性的影响,优化棒材热处理的淬火冷却方式,为螺栓生产加工提供参考。

1 试验材料与方法

20Cr1Mo1VTiB钢棒规格 $\Phi 60$ mm,采用3 t真空感应+自耗工艺冶炼,自耗钢锭开坯后,轧制材,退火态交付。钢棒化学成分见表1。

钢棒退火后的金相组织如图1所示,为贝氏体组织,晶粒尺寸细小均匀,第二相碳化物细小,没有沿晶界聚集,因此,不会因晶界粗化或混晶导致低温冲击韧性恶化^[4]。

切取长度 ≥ 200 mm的钢棒进行整体热处理,工艺见表2。采用线切割,从热处理后棒料1/2半径位置分别取拉伸、冲击试样,进行-20 °C冲击与室温拉伸测试。在JBN-300B型冲击试验机上进行冲击试

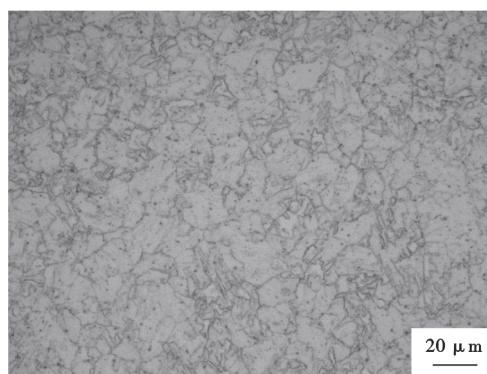


图1 20Cr1Mo1VTiB钢棒退火后的金相组织

Fig. 1 Metallographic structure of 20Cr1Mo1VTiB steel bar after annealing

验,试样采用10 mm \times 10 mm \times 55 mm的V型缺口。在WE-300型拉伸试验机上进行拉伸试验,标准试样采用 $d_0=5$ mm。

金相组织采用4%硝酸酒精溶液腐蚀后,在Olympus GX51图像分析仪上观察采集。SEM组织在FEI Quanta650热场扫描电镜上观察采集。EBSD试样尺寸为5 mm \times 5 mm \times 4 mm,采用10%高氯酸酒精溶液电解抛光,电压为18 V,时间为8~12 s。采用EBSD分析试样的亚结构、大小角度晶界,试验在配备了EBSD探头的FEI Quanta650热场发射SEM/EBSD系统中进行,步长为0.15 μ m,扫描面积100 μ m \times 100 μ m,大小角度晶界临界角为15°和2°。从断裂的冲击试样或拉伸断口切取0.3 mm厚的薄膜样品,经过砂纸研磨成0.05 mm厚的薄片样品,采用6%高氯酸酒精溶液电解双喷,低温减薄,制备成薄膜试样,在TECNAI G20透射电镜下进行观察分析。

2 试验结果与分析

钢棒经1 040 °C奥氏体化处理+回火后,不同冷却方式下,棒材的力学性能如图2所示。冷却速度按水冷 \rightarrow 油冷 \rightarrow 空冷 \rightarrow 炉冷的顺序逐渐下降,由水冷降至油冷,强度变化不大,而-20 °C冲击功由146 J显著下降至35 J;继续降至空冷,强度略微下降,-20 °C冲击功下降至15 J;进一步降低至炉冷,强度显著下降,低温冲击功下降至5 J。由力学性能结果

表1 20Cr1Mo1VTiB钢棒化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of 20Cr1Mo1VTiB steel bar										%
项目	C	Cr	Mo	V	Ti	B	Si	Mn	S	P
标准范围	0.17~0.24	0.90~1.40	0.80~1.10	0.70~1.00	0.05~0.12	≤ 0.005	≤ 0.20	≤ 0.50	≤ 0.010	≤ 0.010
试验钢	0.22	1.17	1.02	0.91	0.056	0.004	0.042	0.28	<0.010	<0.010

表 2 20Cr1Mo1VTiB 钢棒热处理工艺

Table 2 Heat treatment process of 20Cr1Mo1VTiB steel bar

项目	温度/°C	保温时间/h	冷却方式
奥氏体化处理	1 040	1	水冷/油冷/空冷/炉冷
高温回火	700	4	空冷

可知,随着冷却速度下降,-20 °C 冲击功逐渐下降,Φ60 mm 钢棒淬火后,即使采用油冷冷却,也发生了显著脆化。据文献[7~9]报道,截面尺寸 10 mm×10 mm 试样油冷淬火后,-20 °C 冲击功>100 J,与 Φ60 mm 棒材整体热处理油冷后差异明显。

材料经奥氏体化处理后,不同冷却方式下的显微组织如图 3 所示。龚雪婷等^[9]的研究指出,20Cr1Mo1VTiB 钢快冷淬火后获得的组织为贝氏体,由未回火态的组织可知,冷却速度由水冷→油冷→空冷→炉冷依次下降,获得的组织类型分别为板条状贝氏体→粒状贝氏体+少量板条状贝氏体→粒状贝氏体→α 铁素体。随着冷速下降,粒状贝氏体组织的比例增加,M/A 岛的尺寸也随之增大。700 °C 回火后,采用水冷冷却,除少量未溶解的 TiC 或 Ti(CN)一次碳化物,SEM 组织中没有观察到明显的碳化物析出相;采用油冷冷却,观察到细小的碳化物析出相,M/A 岛边缘的碳化物尺寸更大;采用空冷冷却,碳化物尺寸增大,M/A 岛边缘观察到连续分布的短棒状析出相;采用炉冷冷却,析出相尺寸粗大,晶界碳化物由颗粒状向短棒状或块状转变,并且发生聚集。由不同冷却方式下显微组织的变化规律可知,随着大量粒状贝氏体的形成,基体组织形态与碳化物析出相分布均发生明显的改变,20Cr1Mo1VTiB 钢棒整体热处理后的低温冲击韧性也随之显著下降。

为进一步明确冷速对棒材低温冲击韧性的影响,分别从水冷和油冷淬火的棒材取样,进行示波冲击试验,结果如图 4 所示。材料的脆脆性与裂纹萌生功、扩展功和吸收的总能量相关。样品水冷淬火后裂纹萌生所需要的最大力 F_m 值 22.79 kN、裂纹萌生功 41.13 J,样品油冷淬火后 F_m 值 24.22 kN、裂纹萌生功 25.29 J,样品两种冷却方式下裂纹萌生所需的最大力差异不大,油冷样品的裂纹萌生功略低于水冷样品。样品两种冷却方式下裂纹扩展阶段的曲线特征差异明显,裂纹萌生后,水冷样品发生稳态扩展,裂纹扩展的路径长,失稳断裂前,吸收了少量能量,油冷样品则很快发生快速失稳扩展,吸收很少的能量便发生断裂。由此可见,样品淬火冷速由水冷降至油冷,裂纹扩展方式的变化导致了冲击功的恶化。

棒材样品不同冷却方式下的冲击断口形貌如图 5 所示。水冷的冲击断口为韧窝形貌,油冷的冲击断口为准解理断口+少量浅韧窝,空冷的冲击断口中主要为解理断口,浅韧窝基本消失,解理面变大,二次裂纹增多,炉冷的冲击断口为解理断口,解理面宽大,且伴随着长且平直的二次裂纹。随着冷速下降,冲击试样由韧窝断裂→准解理断裂→解理断裂,断裂方式由韧性断裂,逐渐转变为脆性断裂,冲击功随之下降。

3 讨论

材料经奥氏体化处理后,随着冷却速度下降,裂纹扩展方式由稳态扩展转变为失稳扩展,使冲击试样由韧性断裂转变为脆性断裂,冲击功随之降低。通过微观组织的对比发现,裂纹扩展方式与断裂方式的转变主要是由基体组织形态与碳化物分布的变化引起,基体为板条贝氏体组织时,裂纹发

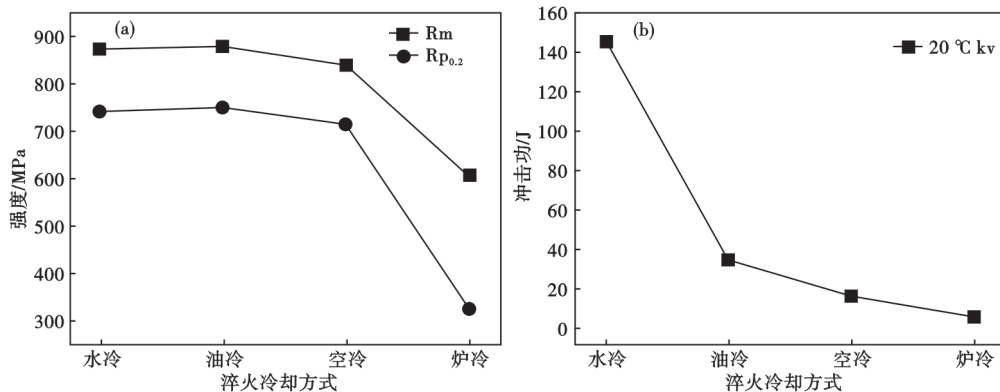


图 2 奥氏体化处理后不同冷却方式下的强度(a)与低温冲击功(b)

Fig. 2 Strength (a) and low temperature impact energy (b) at different cooling methods after austenitizing treatment

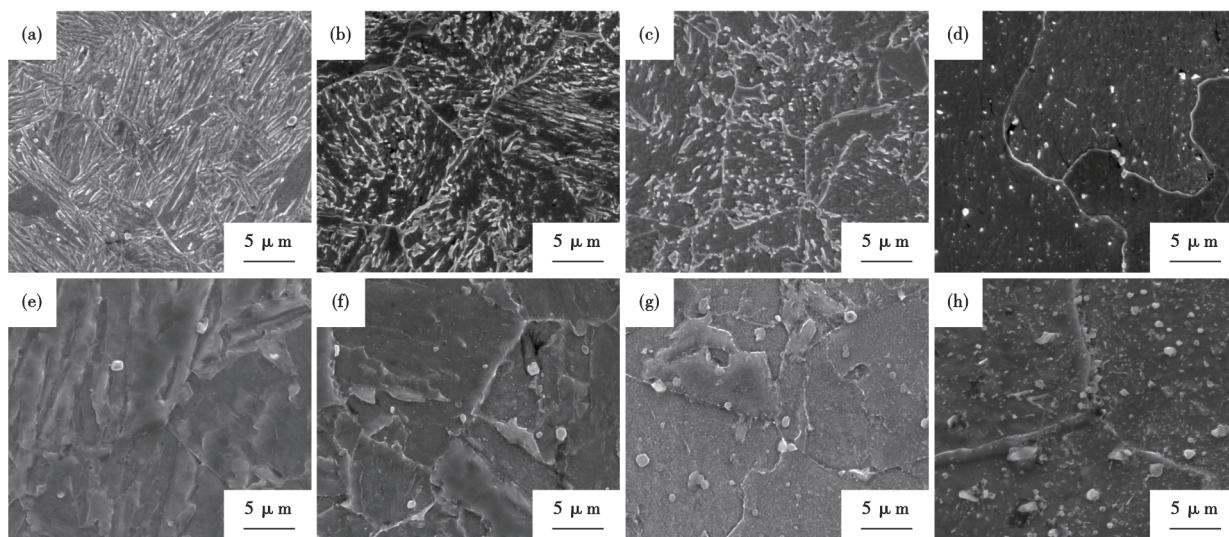


图 3 奥氏体化处理后不同冷却方式下的显微组织: (a) 水冷-未回火, (b) 油冷-未回火, (c) 空冷-未回火, (d) 炉冷-未回火, (e) 水冷-回火, (f) 油冷-回火, (g) 空冷-回火, (h) 炉冷-回火

Fig. 3 Microstructure of different cooling methods after austenitizing treatment : (a) Water-cooled-without tempered , (b) Oil-cooled-without tempered , (c) Air-cooled-without tempered , (d) Furnace-cooled-without tempered , (e) Water cooled-tempered , (f) Oil cooled-tempered , (g) Air cooled-tempered , (h) Furnace cooled-tempered

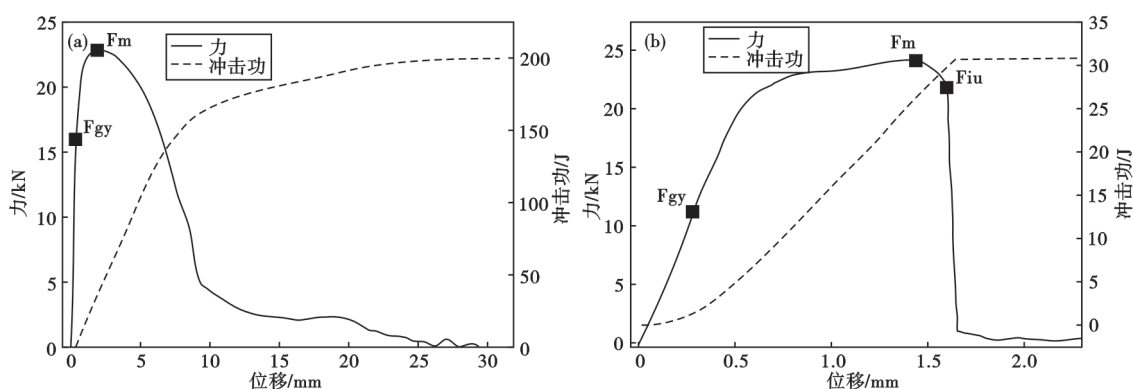


图 4 不同冷却方式下的示波冲击曲线: (a) 水冷, (b) 油冷

Fig. 4 Instrumented Charpy impact curves of different cooling methods : (a) Water cooling , (b) Oil cooling

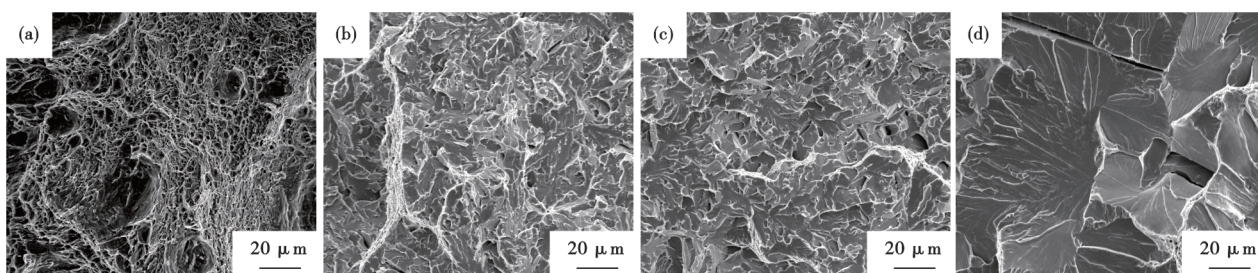


图 5 不同冷却方式下的冲击断口形貌: (a) 水冷, (b) 油冷, (c) 空冷, (d) 炉冷

Fig. 5 Impact fracture morphology of different cooling methods : (a) Water cooling , (b) Oil cooling , (c) Air cooling , (d) Furnace cooling

生稳态扩展, 冲击功高, 表现为韧性断裂, 基体为粒状贝氏体组织时, 裂纹发生失稳扩展, 冲击功低, 表现为脆性断裂。

水冷与油冷两种淬火冷却方式, 样品的 TEM 组织如图 6 所示。淬火水冷后亚结构为板条状贝氏体, 板条界面清晰, 尺寸细小, 平均宽度约 177 nm,

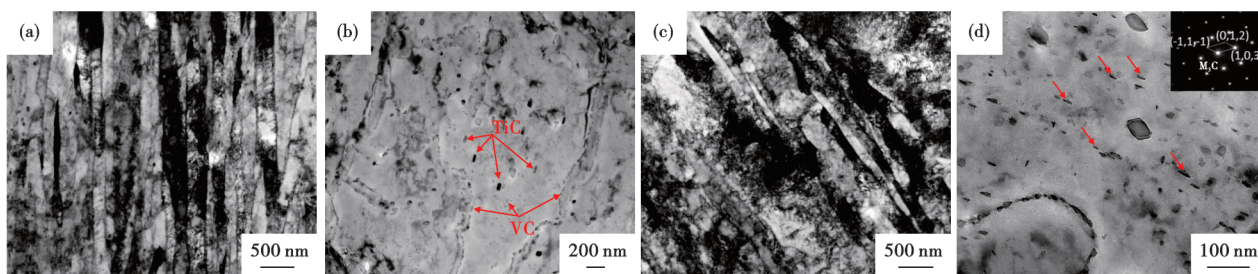


图 6 不同淬火冷却方式下的 TEM 形貌与第二相衍射斑标定结果:(a)组织形貌-水冷,(b)第二相-水冷,(c)组织形貌-油冷,(d)第二相-油冷

Fig. 6 TEM morphology and second phase diffraction spot calibration results of different quenching cooling methods : (a) Microstructure morphology-water cooled, (b) Second phase-water cooled, (c) Microstructure morphology-oil cooled, (d) Second phase-oil cooled

回火后板条内部可以观察到弥散分布的 TiC、VC 纳米析出相。淬火油冷后亚结构中也能观察到板条形貌,但界面模糊,板条宽度增加,平均值约 229 nm,回火后观察到大量呈一定取向连续分布的短棒状析出相,经标定为 M₃C 碳化物。

根据金属学原理^[10],贝氏体相变是一个扩散控制相变过程,20Cr1Mo1VTiB 钢棒奥氏体化后,采用水冷冷却,由于很大的过冷度,一方面会产生更大的相变驱动力,增加形核率,另一方面贝氏体在较低的温度下转变,C 原子难以发生长程扩散,不会聚集,因此,形成的下贝氏体板条细小,回火后析出的碳化物弥散分布。

采用油冷冷却,相对于水冷,产生的过冷度小,贝氏体相变会在较高的温度下进行,过冷奥氏体中的 C 元素能够发生长程扩散,形成的贝氏体板条宽度增加,并形成富 C 的 M/A 岛^[11]。蒋中华等人^[12]的研究指出,M/A 岛在 650 °C 以上温度回火,会转变成由铁素体和 M₃C 碳化物组成的析出相聚集区。20Cr1Mo1VTiB 棒材油冷淬火形成的粒状贝氏体在

700 °C 回火后,M/A 岛边缘较高的位错密度和相变应力,会促进 M₃C 相沿界面非均匀形核,同时也可作为 C 原子快速扩散的通道,促进 M₃C 相的长大,从而形成大量呈一定取向连续分布的 M₃C 碳化物。由 SEM 组织的对比可知,M₃C 碳化物更容易沿 M/A 岛边缘聚集分布。研究表明^[13-16],在冲击载荷的作用下,M₃C 碳化物聚集分布容易引起应力集中,不但可以作为解理断裂时裂纹的萌生源,而且还会使裂纹沿其分布方向直线扩展,使冲击试样在低能量下失稳断裂,引起低温冲击韧性快速下降。

根据断裂学理论^[17-20],材料的韧性与晶粒尺寸符合 Hall-Petch 关系,在多层次亚结构的组织中,“晶粒”指影响韧性的最小结构单元。马氏体或贝氏体组织中,板条是控制韧性的基本单元。淬火冷速由水冷下降至油冷,贝氏体板条的宽度由 177 nm 增加至 229 nm,根据 Hall-Petch 中的负指数关系,油冷淬火形成的板条贝氏体尺寸的增加,也会导致低温冲击韧性下降。

大角度晶界 (>15°) 能够有效抑制裂纹扩展或

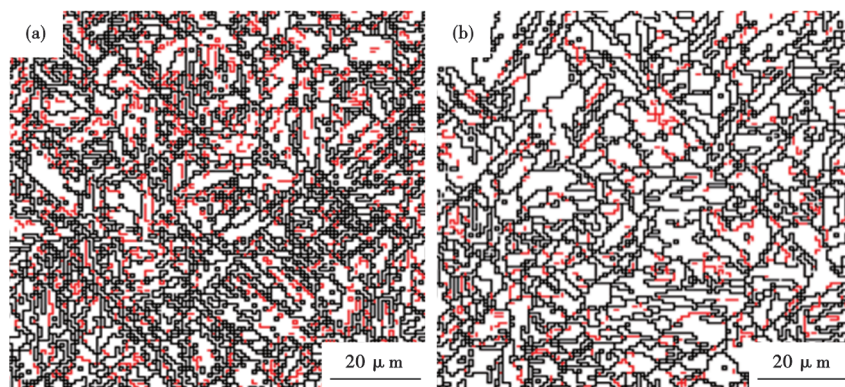


图 7 不同淬火冷却方式下晶界分布图像:(a)水冷,(b)油冷

Fig. 7 Images of grain boundary distribution under different quenching and cooling methods : (a) Water cooling , (b) Oil cooling

者使裂纹发生偏转而增加扩展路径,从而增加断裂前吸收的能量。因此,大角度晶界(黑色线条)或亚晶界数量增加,对提高低温冲击韧性有利。通过EBSD背散射技术,统计不同淬火冷却方式下的晶界分布,如图7所示。淬火水冷后,大角度晶界($>15^\circ$)的比例约为50%,淬火油冷后,大角度晶界比例约为41%,可见,淬火冷速下降后,大角度晶界比例下降,也是低温冲击韧性下降的原因之一。

综上所述,20Cr1Mo1VTiB钢棒淬火冷速下降后,低温冲击韧性下降主要有三个因素引起:1)贝氏体板条宽度增加;2)大角度晶界比例下降;3)粒状贝氏体组织回火后M/A岛分解析出大量 M_3C 碳化物。通过水冷与油冷两种冷却方式的对比可知,板条贝氏体尺寸增加与大角度晶界比例下降的幅度,远远小于冲击功下降的幅度,而冲击功的急剧下降与粒状贝氏体组织的形成直接相关,因此,本研究认为,粒状贝氏体组织中M/A岛分解产生的 M_3C 相对裂纹扩展的加速作用是淬火油冷后低温冲击韧性显著下降的主要原因,随着淬火冷速的进一步下降,碳化物的尺寸长大与聚集加剧,使低温冲击韧

性持续恶化。

4 结论

(1)20Cr1Mo1VTiB钢棒整体热处理,奥氏体化处理后,随着冷速下降,基本组织差异明显,淬火冷却方式由水冷 \rightarrow 油冷 \rightarrow 空冷 \rightarrow 炉冷,基体组织的转变过程为板条状贝氏体 \rightarrow 粒状贝氏体+板条状贝氏体 \rightarrow 粒状贝氏体 \rightarrow α 铁素体。随着粒状贝氏体组织形成,低温冲击韧性急剧下降。

(2)700 $^\circ\text{C}$ 回火后,板条状贝氏体中析出细小弥散的第二相碳化物,粒状贝氏体M/A岛中分解析出呈一定取向连续分布的 M_3C 碳化物,淬火冷速越慢,碳化物尺寸越大,沿M/A岛边界聚集的程度也越大。

(3)淬火冷速由水冷降至油冷,导致低温冲击韧性恶化主要由三个因素引起,分别为贝氏体板条宽化、大角度晶界比例下降、粒状贝氏体组织中M/A岛分解析出连续分布的 M_3C 碳化物。 M_3C 碳化物连续分布,为裂纹扩展提供了低能通道,是导致低温冲击韧性快速下降的主要原因。

参考文献

- [1] 王志武, 宋涛. 高温服役 3×10^5 h后汽缸螺栓用20Cr1Mo1V1钢的应力松弛性能[J]. 机械工程材料, 2013, 37(2): 74-77.
- [2] 张传平. 20Cr1Mo1VTiB钢粗晶组织对高温紧固件安全性的分析[J]. 机械工程材料, 1984, 8(1): 58-60.
- [3] 龚正春, 孔令勤, 刘淑珍, 等. 热处理工艺对20Cr1Mo1V1紧固件性能的影响[J]. 热能动力工程, 2000, 15(2): 38-43.
- [4] 邓辉, 雷青峰, 杨旭辉, 等. 20Cr1Mo1VTiB高温螺栓失效机理研究[J]. 汽轮机技术, 2021, 63(6): 473-476.
- [5] 王琦安, 龙斌, 王西涛, 等. 中国钠冷快堆材料研发体系的研究[J]. 钢铁研究学报, 2014, 26(9): 1-6.
- [6] 徐海涛. 快堆结构材料综述[J]. 核科学与工程, 2008, 28(2): 129-133+157.
- [7] 王志广, 龚雪婷, 李鑫, 等. 热处理工艺对20Cr1Mo1VTiB螺栓钢持久性能的影响[J]. 钢铁, 2020, 55(6): 101-106.
- [8] 赵孟雅, 彭涛, 赵吉庆, 等. 长期时效对20Cr1Mo1VTiB螺栓钢的组织 and 力学性能的影响[J]. 材料研究学报, 2020, 34(5): 321-327.
- [9] 龚雪婷, 王志广, 李鑫, 等. 热处理工艺对20Cr1Mo1VTiB螺栓钢组织及性能的影响[J]. 钢铁, 2018, 53(12): 105-111.
- [10] 余永宁. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2013.
- [11] 王兆英, 吴畏, 赵振, 等. 紧固件用SA-540合金钢的强韧化工艺研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(6): 89-94.
- [12] 蒋中华, 杜军毅, 王培, 等. M-A岛高温回火转变产物对核电SA508-3钢冲击韧性影响机制[J]. 金属学报, 2021, 57(7): 891-902.
- [13] 于庆波. M/A岛对粒状贝氏体钢冲击韧性的影响[J]. 热加工工艺, 2012, 41(24): 41-42.
- [14] 黄军波, 何毅, 霍洁, 等. 淬火冷速对转子30CrMoNiV511钢韧性的影响[J]. 材料研究学报, 2013, 27(3): 331-336.
- [15] 王海华, 郑晓伟, 张剑锋, 等. 高强度螺栓用35CrMo免退火冷锻钢热轧盘条的研制[J]. 特殊钢, 2023, 44(2): 33-36.
- [16] 李战卫, 于学森, 沈奎, 等. 高强度汽车紧固件用钢SCr440连续冷却和等温冷却组织转变研究及应用[J]. 特殊钢, 2022, 43(2): 90-94.
- [17] 俞德刚. 钢的强韧化理论与设计[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 1990.
- [18] 卢叶茂, 梁益龙, 龙绍楠, 等. 马氏体板条控制单元对20CrNi2Mo钢韧性的影响[J]. 材料研究学报, 2018, 32(4): 290-300.
- [19] 梁益龙, 雷旻, 钟蜀辉, 等. 板条马氏体钢的断裂韧性与缺口韧性、拉伸塑性的关系[J]. 金属学报, 1998, 34(9): 950-958.
- [20] 蔡明晖, 丁桦, 张建苏, 等. 铁素体/贝氏体双相钢的变形和断裂特性[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 83-88.