



淬火温度对 M_6C 强化 2 200 MPa 级超高强度钢力学性能的影响

唐远寿^{1,2}, 张十庆^{1,2}, 李方^{1,2}, 何钦生^{1,2}, 赵振^{1,2},
王宏^{1,2}, 邹兴政^{1,2}, 王建桥^{1,2}, 黄雅丽^{1,2}

(1 重庆材料研究院有限公司, 重庆 400700; 2 重庆仪表材料研究所, 重庆 400700)

摘要: 40CrNi2Si2MoV 马氏体钢中大尺寸碳化物存在会影响其力学性能, 通过成分设计优化和合理的热处理工艺可以有效提高材料的强韧性。研究了 M_6C 碳化物在不同淬火温度 (860~1 150 °C) 下对超高强度钢力学性能及显微组织的影响, 并通过 SEM、TEM 等表征方法对 M_6C 颗粒尺寸、数量及成分的演变进行了研究。结果表明, 大尺寸 M_6C 颗粒使超高强度钢韧性降低, 880 °C 淬火试样中的 M_6C 颗粒尺寸较大 (~400 nm), 容易在大尺寸 M_6C 周围造成应力集中, 减弱了基体与 M_6C 碳化物的结合力, 易在 M_6C 碳化物周围萌生裂纹, 致使材料发生断裂。随着淬火温度升高, 试验钢中 M_6C 颗粒尺寸减小、数量降低, 且提升了 M_6C 颗粒中 Si 的浓度, $M(Fe, Mo, Ni, Co)_6C$ 中原子被 Si 取代, 提升了 M_6C 碳化物的稳定性; 1 050 °C 淬火温度试验钢中 M_6C 颗粒尺寸为 25 nm, 同时抑制原始奥氏体晶粒 (8.5 μm) 长大, 试验钢抗拉强度为 2 227 MPa, 伸长率为 7.0%, 实现良好的强韧性匹配。

关键词: 40CrNi2Si2MoV 马氏体钢; M_6C ; 淬火温度; 力学性能; 晶粒尺寸

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2023-00204 **中图分类号:** TG132. 2

Effect of Quenching Temperature on Mechanical Properties of M_6C Reinforced 2 200 MPa Ultra-high Strength Steel

Tang Yuanshou^{1,2}, Zhang Shiqing^{1,2}, Li Fang^{1,2}, He Qinsheng^{1,2}, Zhao Zhen^{1,2},
Wang Hong^{1,2}, Zou Xingzheng^{1,2}, Wang Jianqiao^{1,2}, Huang Yali^{1,2}
(1 Chongqing Materials Research Institute Co., Ltd., Chongqing 400700, China;
2 Chongqing Institute of Instrument Materials, Chongqing 400700, China)

Abstract: The mechanical properties of 40CrNi2Si2MoV martensitic steel are affected by the large size carbides, the strength and toughness of martensitic steel can be effectively improved by optimizing the composition design and reasonable heat treatment process. The effects of M_6C carbide on mechanical properties and microstructure of ultrahigh strength steel were studied at different quenching temperatures (860 °C-1 150 °C), and the evolution of M_6C particle size, quantity and composition was studied by means of SEM and TEM. The results show that large M_6C particles reduce the toughness of ultrahigh strength steel, and the M_6C particles in the 880 °C quenching sample are large (~400 nm), which is easy to cause stress concentration around the large M_6C carbide, weaken the binding force between the matrix and M_6C carbide, and easy to crack around M_6C carbide, resulting in material fracture. With the increase of quenching temperature, the size and quantity of M_6C particles in the test steel decrease, and the concentration of Si in M_6C particles is increased, and the atoms in $M(Fe, Mo, Ni, Co)_6C$ are replaced by Si, which improves the stability of M_6C carbide. The size of M_6C particle in the 1 050 °C quenching temperature test steel is 25 nm, and the growth of the original austenite grain (8.5 μm) is inhibited. The strength of the test steel is 2 227 MPa and the elongation is 7.0%, achieving a good strength and toughness matching.

Key Words: 40CrNi2Si2MoV Martensitic Steel; M_6C ; Quenching Temperature; Mechanical Properties; Grain Size

40CrNi2Si2MoV 超高强度钢因其超高的强度在轻量化领域应用广泛, 但随着强度的提升, 钢铁材料的塑性也随之下落, 造成材料在服役期间易发生断裂。然而影响 40CrNi2Si2MoV 材料塑性的原因较多, 如晶粒尺寸、夹杂物、析出相等。但是大尺

寸的碳化物对材料的性能影响最为明显, 引起材料在相同的原始奥氏体晶粒尺寸和同等的硬度值下, 材料的韧性有所不同^[1], 原因是 Cr-Ni-Mo 型超高强度马氏体钢中大尺寸的碳化物容易使材料发生断裂, 严重影响材料的安全性及使用寿命^[2]。研究人

基金项目: 重庆英才-创新领军人才 (CQYC20210301302)

作者简介: 唐远寿(1995—), 男, 硕士; **E-mail:** 1764086604@qq.com; **收稿日期:** 2023-09-26

通信作者: 张十庆(1974—), 男, 硕士, 教授级高级工程师; **E-mail:** shiqingzhang@tom.com

员发现,通过微合金化对于提高Cr-Ni-Mo型超高强度钢的性能具有显著作用,如Co和W使合金材料热强性提升^[3-4],但是价格昂贵,而且对资源的消耗过高;加入Ti、Nb、V、Mo等合金元素可产生多种析出相($M_{23}C_6$ 、 M_2C 、 M_6C 、MX和Laves^[5-6]),但是由于析出相种类较多、尺寸大且结构不稳定,相互之间容易发生转变,最终导致材料的力学性能不稳定。另外,在回火热处理过程中,通过改变加热速率来改善材料的组织及性能,如加热速率增加会导致碳化物更细分布,但会使残余奥氏体发生不完全分解^[7],致使材料塑性下降;通过延长奥氏体化后等温保温的时间,一次碳化物发生溶解,但是 M_s 点下降,淬火材料基体中残余奥氏体的含量减少^[8],塑性下降。因此,研究40CrNi2Si2MoV高强马氏体钢材料的脆性断裂失效原因,对材料强韧性提升有重要意义。在40CrNi2Si2MoV钢中调整化学成分,在轧制过程中析出更多的碳化物,研究了淬火温度对试验钢显微组织演变规律和对其力学性能影响,这些结果为超高强度马氏体钢的研制开发提供依据。

1 试验材料及方法

试验钢在50 kg的感应炉中熔炼,熔炼后浇铸成13 mm×35 mm×80 mm的铸锭,实测化学成分见表1。铸锭开坯锻造成120 mm厚的钢坯,钢坯分两火轧制。钢坯加热至1 200 °C,保温2 h后开轧,一火终轧温度为1 000 °C,二火1 100 °C开轧,880 °C结束轧制冷却至室温,最终为6 mm厚钢板。钢板随炉加热至860、900、930、1 050、1 150 °C进行淬火,随后均在200 °C回火30 min。

表1 试验钢化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
0.53	2.20	0.15	1.00	2.40	0.95	0.30

选取平行轧制方向,利用线切割后制备扫描电子显微镜样品,样品利用240#、400#、600#、800#、1 000#、1 200#、1 500#砂纸上研磨,抛光后利用4%硝酸酒精溶液腐蚀金相。通过碳膜复型萃取得到附有析出相的薄膜,利用透射电子显微镜(TEM, JEOL 2100F)进行观察。EDS分析是在TEM模式下进行的。平均原始奥氏体晶粒尺寸统计通过SEM图像,每个样品统计10张照片。

拉伸件制备依据GB/T228.1—2010,在万能材料试验机(型号:CMT5504)上进行拉伸试验,拉伸试样平行宽度(d)为5 mm,标距(L_0)为19 mm,长度(L)为120 mm,应变速率为0.000 25 s⁻¹。

2 试验结果与分析

2.1 淬火温度对试验钢力学性能的影响

不同淬火温度试验钢力学性能测试结果见表2。结果表明,试验钢抗拉强度、屈服强度和伸长率均受奥氏体化温度的影响较大。淬火温度为880 °C时,试验钢抗拉强度和伸长率均较低,分别为1482 MPa和1.5%。随着淬火温度升高,试验钢强度先逐渐升高后降低,1 050 °C时,抗拉强度最高为2 227 MPa,伸长率为7.0%,当淬火温度升高至1 150 °C时,抗拉强度发生显著下降为1 596 MPa,但是伸长率最高为11.2%。

表2 试验钢在不同淬火温度下力学性能

Table 2 The mechanical properties of tested steel at different quenching temperatures

淬火温度/°C	抗拉强度 / MPa	屈服强度 / MPa	伸长率 / %	回火温度 / °C
880	1 482	—	1.5	200
920	1 733	1 646	2.0	200
980	1 940	1 797	3.2	200
1 050	2 227	1 730	7.0	200
1 150	1 596	1 185	11.2	200

2.2 显微组织分析

为了研究不同淬火温度试验钢力学性能差异,进一步分析显微组织,不同淬火温度试验钢SEM照片如图1所示。从图1可以看出,不同淬火温度试验钢的基体组织均为马氏体,而且随着淬火温度逐渐升高,试验钢原始奥氏体晶粒逐渐增大,对不同淬火温度试验钢的原始奥氏体晶粒尺寸进行了统计,结果如图1(f)所示。另外,通过SEM照片可以看到,880 °C淬火温度试验钢基体组织中分布着析出相颗粒,如图1(a)所示,随着淬火温度的升高,析出相颗粒尺寸逐渐减小,数量降低,淬火温度大于980 °C时,马氏体基体组织中未观察到析出相分布,如图1(d)、(e)所示。

如图2所示,通过TEM对不同淬火温度试验钢析出相分析结果表明,SEM照片中发现的析出相为 M_6C 碳化物,且在880 °C淬火温度下,试验钢中 M_6C 碳化物数量最多,尺寸最大,如图2(a)所示, M_6C 尺寸为400 nm,如图2(d)所示;随着淬火

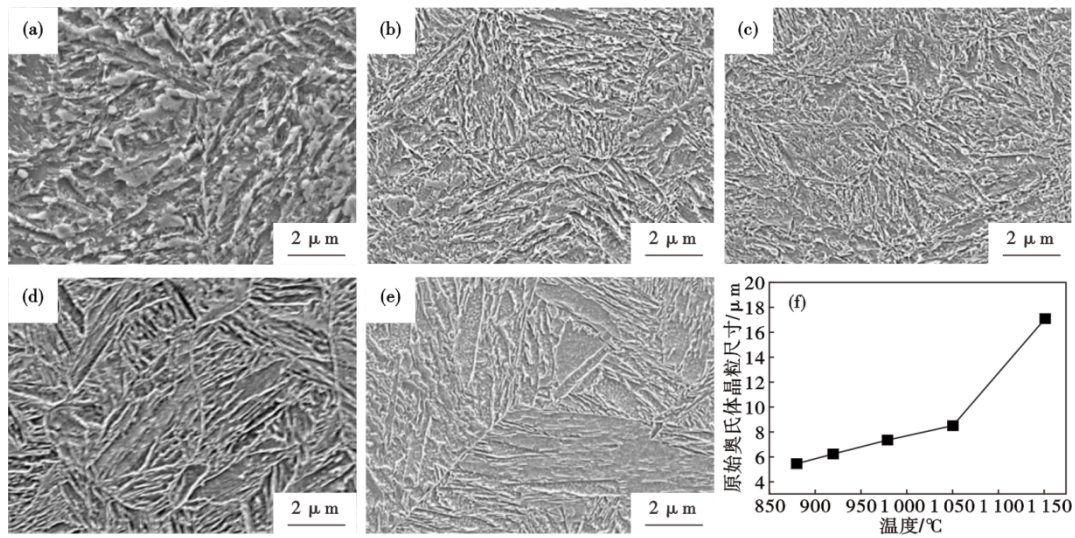


图 1 不同淬火温度试验钢 SEM 照片及晶粒尺寸统计结果:(a)880 °C, (b)920 °C, (c)980 °C, (d)1 050 °C, (e)1 150 °C, (f)原始奥氏体晶粒尺寸统计结果

Fig. 1 SEM photos and statistical results of grain size of steels tested at different quenching temperatures : (a) 880 °C, (b) 920 °C, (c) 980 °C, (d) 1 050 °C, (e) 1 150 °C, (f) results of the original austenite grain size statistics

温度升高, M_6C 碳化物发生溶解, 尺寸逐渐减小, 从 130 nm(980 °C)减小至 25 nm(1 050 °C), 如图 2(b)和图 2(c)所示。图 2(e)为图 2(c)中红色箭头指向颗粒的高分辨照片, 选取图 2(e)白色方框区域, FFT 确定 M_6C 晶面族 $\{400\}$ 和 $\{440\}$, 如图 2(f)所示, 其晶面间距分别为 0.207 nm 和 0.266 nm。当淬火温度为 1 150 °C 时, M_6C 碳化物完全溶解, 原始奥氏体晶粒长大, 如图 1(e)所示, 而 1 050 °C 淬火温度试验钢原始奥氏体晶粒仅仅为 8.5 μm , 如图 1(f)所示, 这是因为奥氏体化过程中, 基体中未溶的 M_6C 碳化物抑制了原始奥氏体晶粒长大, 从而使试验钢在较高的淬火温度获得细小的原始

奥氏体晶粒。

880 °C 淬火温度试验钢的抗拉强度为 1 482 MPa, 总伸长率为 1.5%; 920 °C 淬火钢的抗拉强度提高 251 MPa, 伸长率提高 0.5%。值得注意的是, 当试验钢淬火温度为 980 °C 时, 强度为 1 940 MPa, 伸长率为 3.2%, 但是随着 M_6C 碳化物的溶解和晶粒尺寸长大, 试验钢伸长率逐渐提高, 这意味着试验钢的伸长率与 M_6C 碳化物有着重要的联系, 特别在 1 050 °C 淬火钢中, 试验钢的强度为 2 227 MPa, 伸长率升至 7.0%, 细小的 M_6C 碳化物和原始奥氏体晶粒, 使材料具有优异的力学性能。880~1 050 °C 淬火, 碳化物的固溶为基体提供了更多的碳, 对基体

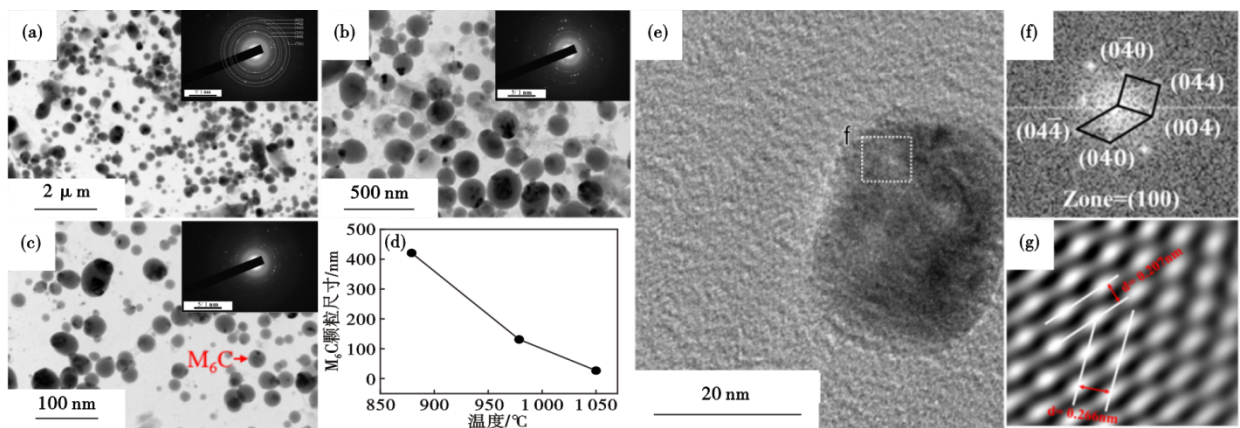


图 2 不同淬火温度析出相 TEM 照片:(a)880 °C, (b)980 °C, (c)1 050 °C, (d) M_6C 颗粒尺寸统计, (e)1 050 °C 试验钢中 M_6C 高分辨照片, (f)FFT, (g)IFFT

Fig. 2 TEM photos of precipitated phase at different quenching temperatures : (a) 880 °C, (b) 980 °C, (c) 1 050 °C, (d) M_6C particle size statistics, (e) High-resolution photos of M_6C in 1 050 °C test steel, (f) FFT, (g) IFFT

起到了强化作用。1 150 °C 淬火温度试验钢抗拉强度下降至 1 596 MPa,但是伸长率达到最佳,此时, M_6C 碳化物几乎完全固溶,原始奥氏体晶粒粗大。但是由于碳化物固溶于基体及原始奥氏体晶粒长大,位错滑移受到的阻力减弱,试验钢沉淀硬化效应减弱,1 150 °C 淬火试验钢强度降低,塑性提升。

随着淬火温度升高,试验钢中 M_6C 碳化物颗粒尺寸减小,数量降低,如图1和图2所示。880、920、980、1 050 °C淬火温度试验钢中 M_6C 碳化物EDS分析结果如图3所示。 M_6C 碳化物化学成分发生变化,随着淬火温度升高, M_6C 碳化物中Si含量逐渐升高,质量百分比从880 °C淬火试验钢中0.64%增加到1 050 °C淬火钢中5.03%,如图3(a)~(d)所示。 M_6C 碳化物中并未掺杂Si原子,而本研究中随着淬火温度升高,试验钢中 M_6C 碳化物中Si原子质量百分比最高为5.03%,这意味着Si原子取代了M(Fe、

Mo、Ni、Co) $_6C$ 中原子,并提升了 M_6C 碳化物稳定性^[9-10]。

880、1 050 °C淬火试验钢拉伸断口SEM照片,如图4(a)所示,880 °C 淬火钢断口上有大尺寸的浅韧窝,聚集大量 M_6C 碳化物,且大量裸露在断口上,断口由平坦的解理面和撕裂棱组成。1 050 °C 淬火钢断口韧窝变小,仅仅个别韧窝较大,且韧窝深度变浅,韧窝内未发现碳化物的存在,断口呈现典型的韧性断裂,如图4(b)所示。

880、920 °C 淬火温度试验钢中大量的碳化物破坏了其韧性,特别是大尺寸(~420 nm)的碳化物如图2(a)所示,变形过程中在碳化物周围发生严重的位错缠结形成位错胞^[11],造成大的应力集中,当产生应力大于基体与 M_6C 碳化物的结合力, M_6C 碳化物周围容易萌生裂纹,致使材料发生断裂。

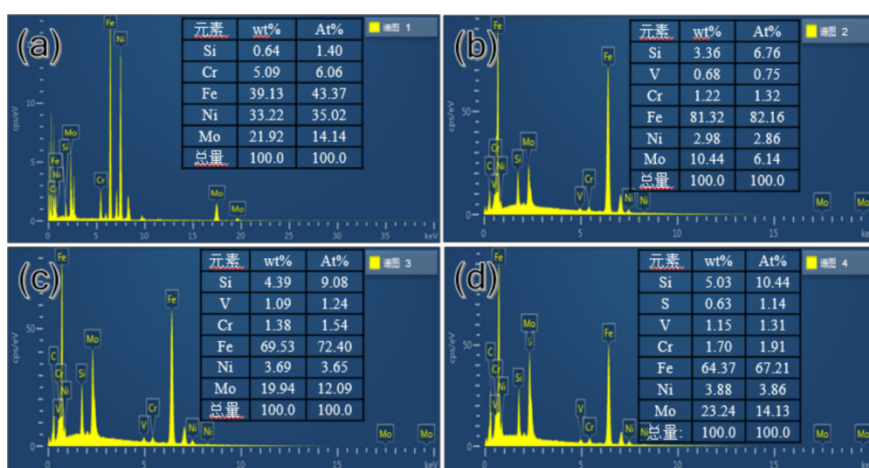


图3 不同淬火温度试验钢中 M_6C 碳化物EDS测试结果:(a)880 °C,(b)920 °C,(c)980 °C,(d)1 050 °C

Fig. 3 EDS test results of M_6C carbides in tested steel with different quenching temperatures : (a) 880 °C, (b) 920 °C, (c) 980 °C, (d) 1 050 °C

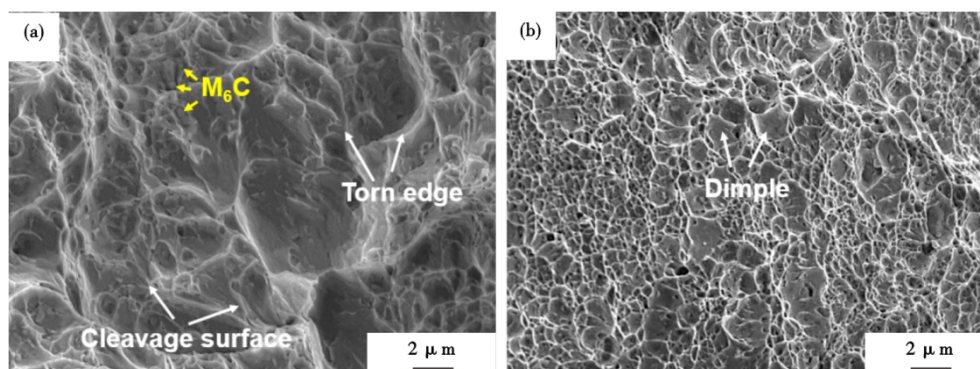


图4 不同淬火温度试验钢拉伸断口照片:(a)880 °C,(b)1 050 °C

Fig. 4 Photo of tensile fracture of steel tested at different quenching temperatures : (a) 880 °C, (b) 1 050 °C

3 结论

(1) M_6C 颗粒对超高强度钢力学性能影响显著, M_6C 颗粒尺寸较大 (~400 nm) 时, 马氏体相变产生的位错容易在大尺寸 M_6C 周围聚集造成较大的应力集中, 外加应力下减弱了基体与 M_6C 碳化物的结合力, 易在 M_6C 碳化物周围萌生裂纹, 致使材料发生断裂。

(2) 细小 M_6C 颗粒抑制原始奥氏体晶粒长大, 同时具有弥散强化效应, 1 050 °C 淬火温度下, 试验钢抗拉强度为 2 227 MPa, 伸长率为 7.0%, 获得良好的强韧性匹配。

(3) 淬火温度升高 (880~1 050 °C) M_6C 颗粒被细化、数量降低, Si 在 M_6C 中的浓度升高, $M(Fe, Mo, Ni, Co)_6C$ 中原子被 Si 取代, 提升了 M_6C 碳化物的稳定性。

参考文献

[1] Sackl S, Kellezi G, Leitner H, et al. Martensitic transformation of a high-speed tool steel during continuous heat treatment[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2: S635-S638.

[2] Xu L J, Song W L, Ma S Q, et al. Effect of slippage rate on frictional wear behaviors of high-speed steel with dual-scale tungsten carbides (M_6C) under high-pressure sliding-rolling condition[J]. Tribology International, 2021, 154: 106719.

[3] 张冰冰, 白亚冠, 张鑫, 等. 固溶和时效处理时间对 IN706 合金组织与性能的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(4): 75-81.

[4] 林文政, 田荣斌, 贾礼, 等. 回火温度对 20SiMnMo 高强度钢微观组织与力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(3): 74-78.

[5] Jiang L, Ye X X, Liu R D, et al. Complex twin interfaces in M_6C carbides[J]. Materials Letters, 2019, 250: 167-169.

[6] Li J R, He T, Zhang P F, et al. Effect of large-size carbides on the anisotropy of mechanical properties in 11Cr-3Co-3 W martensitic heat-resistant steel for turbine high temperature blades in ultra-supercritical power plants[J]. Materials Characterization, 2020, 159: 110025.

[7] Bała P, Pacyna J, Krawczyk J. The kinetics of phase transformations during the tempering of HS6-5-2 steel[J]. Arch. Comput. Mater. Sci. Surf. Eng., 2009, 35(2): 19-25.

[8] Schneider R S E, Grunwald R, Schüller C. Microstructural changes during short-cycle heat treatments of cold-work tool steels[J]. International Journal of Microstructure and Materials Properties, 2011, 6(6): 455.

[9] Jiang L, Ye X X, Wang Z Q, et al. The critical role of Si doping in enhancing the stability of M_6C carbides[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 728: 917-926.

[10] Frisk K, Bratberg J, Markström A. Thermodynamic modelling of the M_6C carbide in cemented carbides and high-speed steel[J]. Calphad, 2005, 29(2): 91-96.

[11] 吕晓芳, 孙伟, 杜慧起. 控轧控冷对低合金钢 Q355D 厚板组织和力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(2): 68-71.

“讲文明树新风”公益广告

绿色环保
人人有责