



镍对新型热作模具钢连续冷却转变规律与冲击功的影响

关海龙¹, 岳建博², 田家龙², 龚伟², 姜周华²

(1 江苏宏晟模具钢材料科技有限公司, 江阴 214400; 2 东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

摘要: 使用热膨胀相变仪和冲击试验机测定了含 0.8%Ni 和不含 Ni 的新型热作模具钢 QDH 的连续冷却转变曲线 (CCT 曲线) 和冲击功曲线, 并结合组织及硬度分析了 Ni 元素对 QDH 钢连续转变规律与冲击功的影响。热膨胀曲线测试结果表明, Ni 元素可显著降低 QDH 钢的临界相变点 (A_{c1} , A_{c3} 及 M_s), 扩大奥氏体相区, 使 CCT 曲线整体右移, 珠光体临界冷速由 0.03 °C/s 降低至 0.02 °C/s 以下, 马氏体的临界冷速由 0.4 °C/s 降低至 0.2 °C/s, 提高了钢的淬透性。冲击功曲线测试结果表明, 两种实验钢均在 350~500 °C 和 550~620 °C 两个回火温度区间, 分别出现第一类回火脆性和第二类回火脆性, 其中, 含 Ni 钢在整个回火温度区间内的冲击功均高于不含 Ni 钢, 说明 Ni 元素提高 QDH 钢淬透性的同时也可提高其韧性。

关键词: 镍; 热作模具钢; CCT 曲线; 淬透性; 冲击吸收功

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00087 **中图分类号:** TG156.1

Effect of Nickel on Continuous Cooling Transition Law and Impact Energy of New Hot Work Die Steel

Guan Hailong¹, Yue Jianbo², Tian Jialong², Gong Wei², Jiang Zhouhua²

(1 Jiangsu Hongsheng Die Steel Material Technology Co., Ltd., Jiangyin 214400, China; 2 School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The continuous cooling transition curve (CCT curve) and impact energy curve of QDH of the new hot work die steel with 0.8% Ni and without Ni were determined by thermal expansion phase change instrument and impact testing machine, and the influence of Ni on the continuous transformation law and impact energy of QDH steel were analyzed by combining the microstructure and hardness. The test results of thermal expansion curve show that Ni element can significantly reduce the critical phase transition point (A_{c1} , A_{c3} and M_s) of QDH steel, expand the austenite phase region, shift the CCT curve to the right as a whole, reduce the critical cooling rate of pearlite from 0.03 °C/s to less than 0.02 °C/s, and reduce the critical cooling rate of martensitic from 0.4 °C/s to 0.2 °C/s, which improves the hardenability of steel. The test results of impact energy curves show that the first type of tempering brittleness and the second type of tempering brittleness of the two experimental steels are in the tempering temperature range of 350 °C-500 °C and 550 °C-620 °C, respectively, and the impact energy of Ni-containing steel in the whole tempering temperature range is higher than that of Ni-free steel, indicating that Ni element can improve the hardenability of QDH steel and improve its toughness.

Key Words: Nickel; Hot Work Die Steel; CCT Curve; Hardenability; Impact Absorbing Energy

热作模具钢主要用于制作对金属进行热变形加工的模具, 如热锻模、热挤压模、压铸模、热墩模等^[1], 通常这些模具在使用过程需要承受一定的负荷及较高的温度, 其中, 工作温度一般在被加工材料再结晶温度以上, 因此, 要求这类热作模具材料具有高的强度和热稳定性, 特别对热强性、热疲劳性、韧性和耐磨性要求较高^[2-4]。随着工业技术的发展, 近些年来模具行业对大尺寸模具的需求日益增高^[5], 目前, 应用广泛的以 H13 钢为代表的传统 Cr

系热作模具钢由于其淬透性不足, 已很难满足目前市场对大型模具的使用需求, 因此, 急需研发适用于制作大尺寸模具的兼顾高淬透性和高强韧性的模具钢材料。

镍是典型的奥氏体形成元素, 能够扩大奥氏体相区并提高奥氏体稳定性, 同时, 镍也是非碳化物形成元素, 在钢中处于置换固溶状态, 且在奥氏体钢中能与铁以任意比例互溶^[6-7], 近些年来, 已有国内外研究者采用 Ni 合金化提高模具钢淬透性。上

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: 关海龙(1984—)男, 硕士, 工程师; **E-mail:** guan hailong@126.com; **收稿日期:** 2024-04-13

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

海大学吴晓春团队对比了自主研发的SDYZ钢及其加Ni前后CCT曲线的异同,发现加Ni后马氏体临界冷速显著降低,并针对大型模具而开发多种新型模具钢材料^[8-9]。本文实验使用的QDH钢为日本山阳开发的一种新型热作模具钢,具有优异的高温强度和抗高温软化能力,但受淬透性的限制,目前该类模具钢材料主要应用中小模具的制备。通过分析Ni合金化对QDH钢相转变点、不同冷速下过冷奥氏体膨胀曲线、以及对比不同冷速制度后的微观组织和显微硬度的差异,探究Ni元素对QDH钢连续冷却转变规律的影响,同时,研究回火温度对冲击功的影响规律,进而阐明Ni合金化的作用机理,为新型热作模具钢的成分设计提供理论依据。

1 实验材料及方法

采用30 kg真空感应炉冶炼实验用钢,钢锭经均质化处理,锻造成 $\phi 45\text{ mm}\times 900\text{ mm}$ 的圆棒并进行球化退火。采用电感耦合等离子体原子发射光谱法(ICP-AES)分析0Ni钢和0.8Ni钢的化学成分见表1。加工成尺寸为 $\phi 3\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 表面光洁的圆柱体试样,采用热膨胀相变测试仪L78 RITA进行连续冷却膨胀曲线的测试,加热及冷却工艺曲线如图1(a)所示。

表1 实验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the experimental steels %

实验钢	C	Si	Mn	Mo	Cr	V	Ni	Fe
0Ni	0.419	0.376	0.318	2.12	4.33	0.47	-	Bal.
0.8Ni	0.424	0.380	0.322	2.07	4.29	0.46	0.8	Bal.

实验钢相变点 A_{c1} 、 A_{c3} 、 M_s 的测定按照《YB/T 5127—2018钢的临界点测定方法(膨胀法)》标准执行,将试样在 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 以下低温以 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ 升温速度快速加热,达到 $400\text{ }^\circ\text{C}$ 以后按照 $0.05\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的升温速度缓慢加热至奥氏体化温度 $1030\text{ }^\circ\text{C}$,测得 A_{c1} 、 A_{c3} 点;保温 20 min 后以 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ 冷速吹气快冷到室温,测得 M_s 点。将试样从室温以 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的升温速率快速加热至 $1030\text{ }^\circ\text{C}$,保温 20 min 后,依次按照下列所设置的冷却速度冷却至室温,其中,0Ni钢设定冷速 5 、 1 、 0.6 、 0.5 、 0.4 、 0.1 、 0.05 、 0.04 、 $0.03\text{ }^\circ\text{C/s}$ 九个冷速;0.8Ni钢设定冷速 5 、 1 、 0.4 、 0.3 、 0.2 、 0.1 、 0.04 、 0.03 、 $0.02\text{ }^\circ\text{C/s}$ 九个冷速,采用切线法确定各冷速下的相变温度^[10]。

试样的热处理工艺如图1(b)所示,实验样品经研磨抛光腐蚀(4%硝酸酒精)后,利用光学显微镜

(OM)Olympus DXS 510以及JSM-7800F扫描电子显微镜(SEM)观察试样的微观组织形貌以及析出相的大小、形貌和分布情况。使用洛氏硬度仪RDS-150D和VH-500型维氏硬度计进行硬度测试,每个样品测试五个硬度后取平均值。根据《GB/T 229—2020金属材料夏比摆锤冲击实验方法》的要求,加工尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$ 的冲击试样,U型缺口的槽深 2 mm ,底部曲率半径 1 mm ,缺口表面光洁,采用JBW-Z冲击试验机测量试样的室温冲击吸收功,测试结果取三个平行试样的平均值。

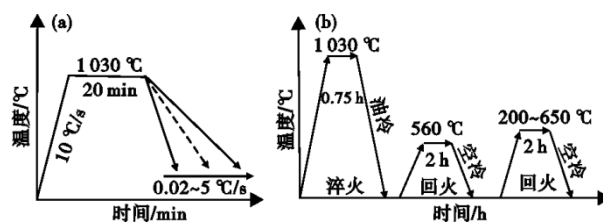


图1 实验钢的工艺:(a)CCT曲线测试工艺图,(b)热处理路线示意图

Fig. 1 Process of the experimental steel: (a) CCT curve test process diagram, (b) schematic diagram of the heat treatment route

2 实验结果与分析

2.1 镍对连续转变曲线的影响

温度-膨胀量的关系曲线如图2所示,相变温度点采用切线法测得,0Ni钢的测试结果为 $A_{c1}=802\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $A_{c3}=937\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $M_s=343\text{ }^\circ\text{C}$;0.8Ni钢的测试结果为 $A_{c1}=792\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $A_{c3}=915\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $M_s=332\text{ }^\circ\text{C}$ 。可以看出,0.8Ni钢 A_{c1} 、 A_{c3} 、 M_s 均低于0Ni钢,Ni元素加入能够显著降低QDH钢的相变点。这是由于Ni为强奥氏体形成元素,Ni合金化能够扩大奥氏体相区,同时Ni合金化能够增大过冷奥氏体的稳定性,显著降低实验钢的马氏体转变温度(M_s 点)。0Ni钢在不同冷速下的连续冷却转变后试样的显微组织如图3所示,可以看出,在所设定的冷速范围内,0Ni钢的过冷奥氏体转变产物包括马氏体、贝氏体和珠光体。如图3(a)~(e)所示,在较高冷速($0.4\sim 5\text{ }^\circ\text{C/s}$)下,过冷奥氏体转变产物均为板条马氏体组织;随着冷速下降到 $0.1\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时,如图3(f)所示,过冷奥氏体转变为针状贝氏体组织,此时具有板条马氏体形貌的组织基本消失;冷速继续降低至 $0.04\sim 0.05\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时,如图3(g)~(h)所示,针状贝氏体逐渐转变为粒状和短棒状贝氏体组织,无马氏体组织转变;冷速降低至 $0.03\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时如图3(i)所示,过冷奥氏体转变过程中,少量珠光

体开始在原奥氏体晶界处形成,转变后的组织为粒 状贝氏体加少量珠光体。

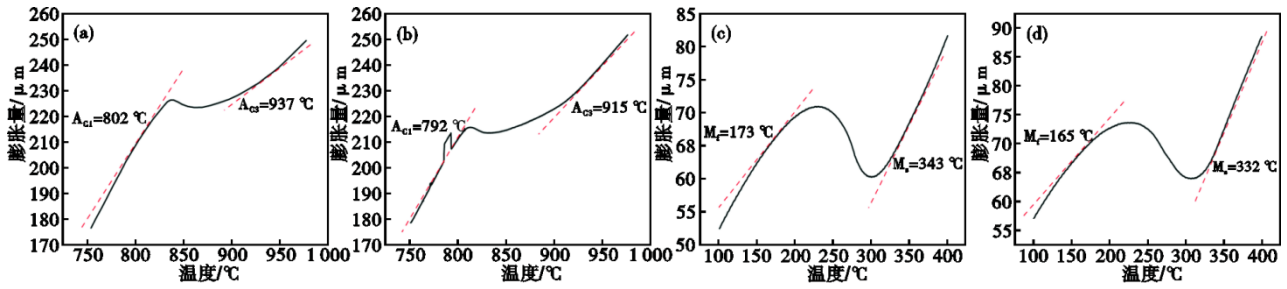


图2 温度-膨胀量关系曲线及采用切线法进行相变点的测试:(a)0Ni钢的 A_{c1} 和 A_{c3} , (b)0.8Ni钢的 A_{c1} 和 A_{c3} , (c)0Ni钢的 M_s 和 M_f , (d)0.8Ni钢的 M_s 和 M_f

Fig. 2 Temperature-expansion curve and tangent method for phase transition point measurement : (a) A_{c1} and A_{c3} of 0Ni steel, (b) A_{c1} and A_{c3} of 0.8Ni steel, (c) M_s and M_f of 0Ni steel, (d) M_s and M_f of 0.8Ni steel

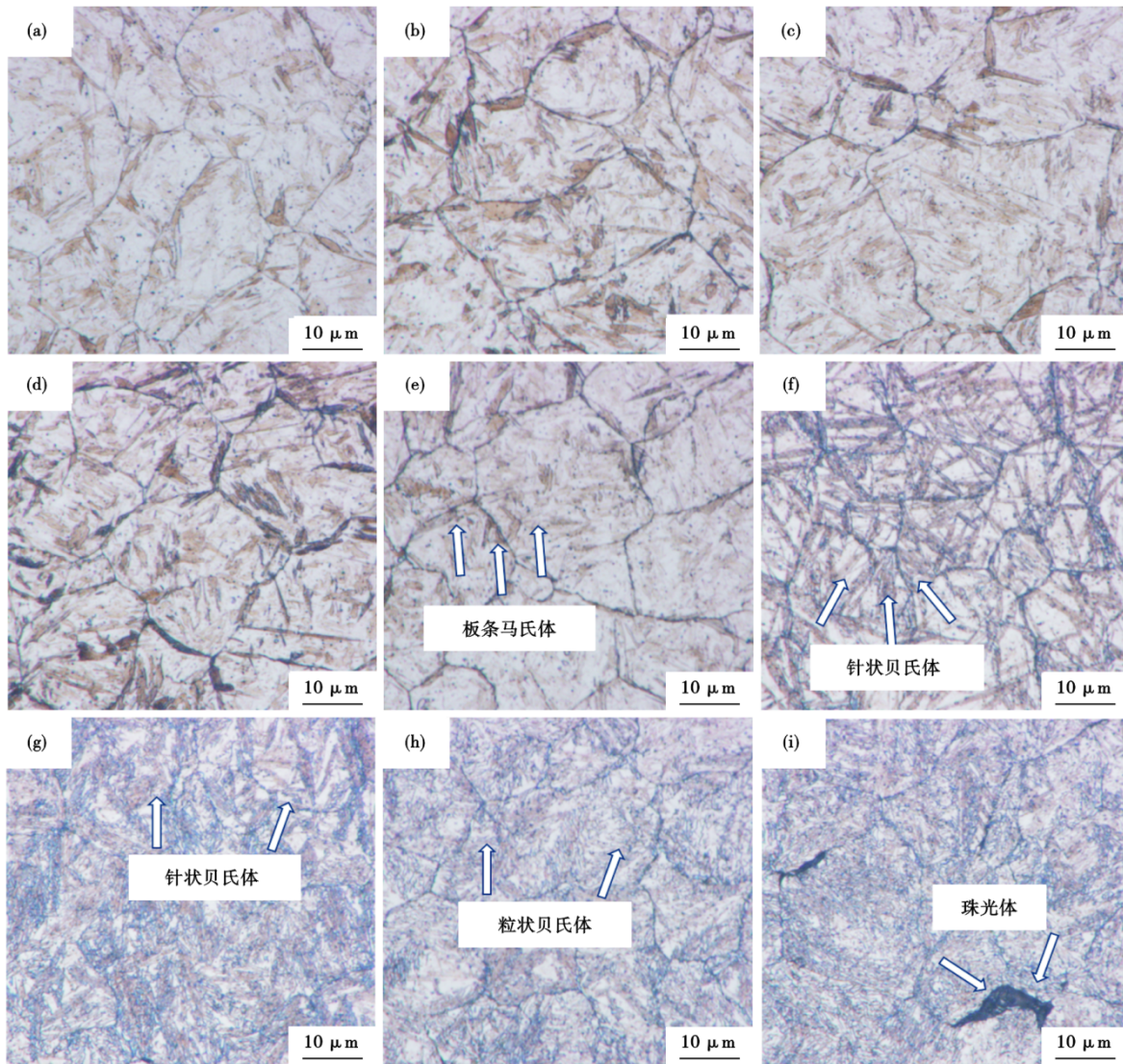


图3 0Ni钢不同冷速下的显微组织:(a)5 °C/s, M; (b)1 °C/s, M; (c)0.6 °C/s, M; (d)0.5 °C/s, M; (e)0.4 °C/s, M; (f)0.1 °C/s, B+少量 M; (g)0.05 °C/s, B; (h)0.04 °C/s, B; (i)0.03 °C/s, B+少量 P; (B - 贝氏体, M - 马氏体, P - 珠光体)

Fig. 3 Microstructure of 0Ni steel cooled at different rates : (a) 5 °C/s, M; (b) 1 °C/s, M; (c) 0.6 °C/s, M; (d) 0.5 °C/s, M; (e) 0.4 °C/s, M; (f) 0.1 °C/s, B+ a small amount of M; (g) 0.05 °C/s, B; (h) 0.04 °C/s, B; (i) 0.03 °C/s, B+ a small amount of P; (B - bainite, M - matensite, P - pearlite)

对0.8Ni钢不同冷速下的连续冷却转变显微组织进行表征,如图4所示,可以看出,在所设定的实验冷速范围内,0.8Ni钢的过冷奥氏体仅发生马氏体和贝氏体转变,并无珠光体组织转变。在较高冷速(0.2~5 °C/s)下,如图4(a)~(e)所示,过冷奥氏体转变产物与0Ni钢一致,均为板条马氏体组织;随着冷速下降到0.1 °C/s时,如图4(f)所示,过冷奥氏体开始发生针状贝氏体转变,此时,转变得到的贝氏体组织仅为少部分,转变产物中马氏体含量占比远高于相同冷速下的0Ni钢;冷速继续降低至0.03~0.04 °C/s时,如图4(g)~(h)所示,针状贝氏体逐渐转变为粒状和短棒状贝氏体组织,此时,无马氏体

组织转变;冷速降低至0.02 °C/s时,如图4(i)所示,过冷奥氏体并未发生珠光体转变,加入0.8%Ni后,珠光体临界转变冷速由0.03 °C/s降低至0.02 °C/s以下。研究表明,非碳化物形成元素Ni可以降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 同素异性转变的速度,显著增大 α -Fe的形核功,从而推迟了珠光体转变^[11-12]。

为进一步分析过冷奥氏体在不同冷速下的转变产物,采用扫描电镜对不同冷速的试样进行组织表征。如图5(a1)~(a2)所示,两种实验钢在5 °C/s的冷速下过冷奥氏体转变产物均为长条状板条马氏体;冷速降低至0.4 °C/s时,0Ni钢组织中开始有贝氏体组织生成,如图5(b1)所示,过冷奥氏体转变产

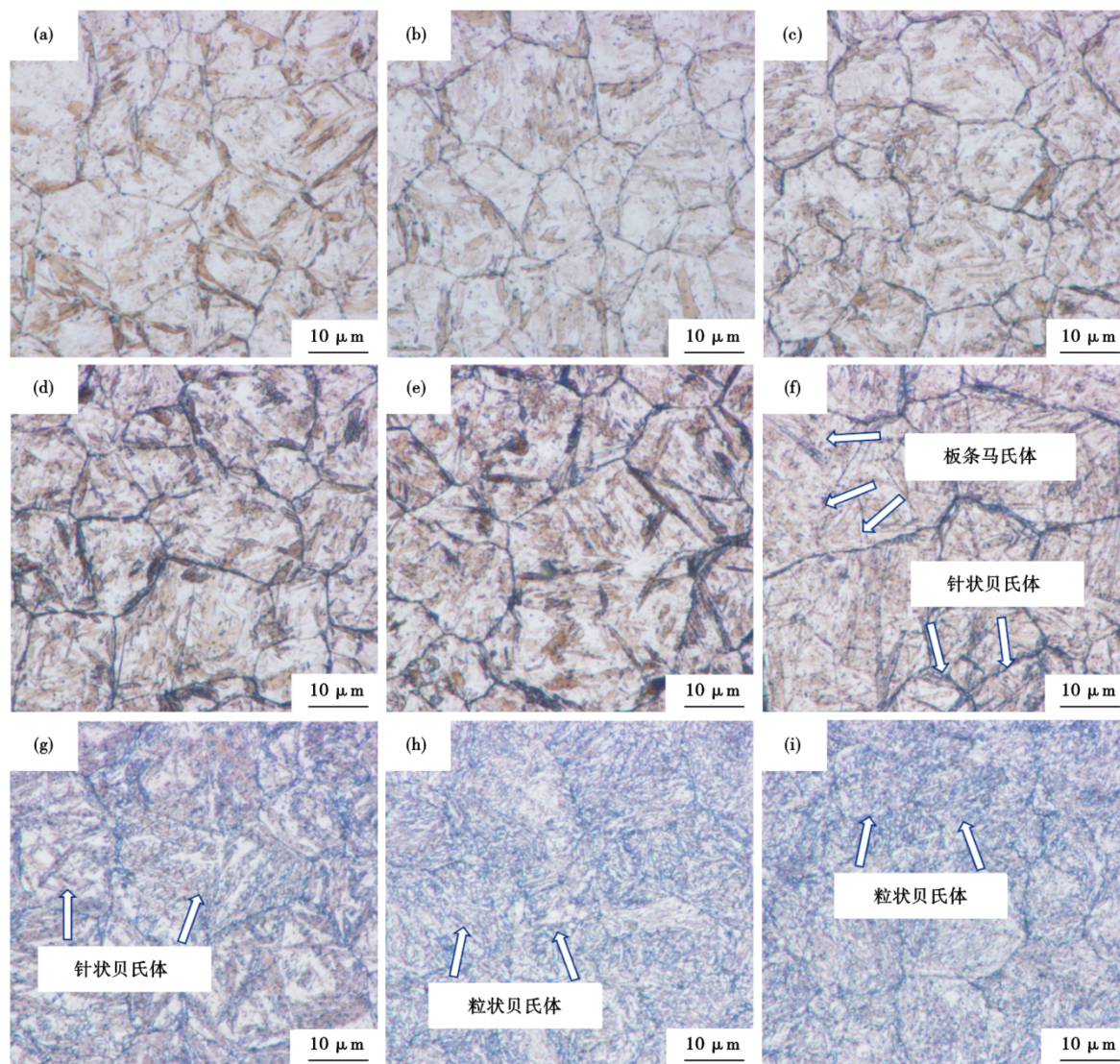


图4 0.8Ni钢不同冷速下的显微组织。(a)5 °C/s, M; (b)1 °C/s, M; (c)0.4 °C/s, M; (d)0.3 °C/s, M; (e)0.2 °C/s, M; (f)0.1 °C/s, M+少量B; (g)0.04 °C/s, B; (h)0.03 °C/s, B; (i)0.02 °C/s, B+少量P; (B-贝氏体, M-马氏体, P-珠光体)

Fig. 4 Microstructure of 0.8Ni steel cooled at different rates. (a) 5 °C/s, M; (b) 1 °C/s, M; (c) 0.4 °C/s, M; (d) 0.3 °C/s, M; (e) 0.2 °C/s, M; (f) 0.1 °C/s, M+ a small amount of B; (g) 0.04 °C/s, B; (h) 0.03 °C/s, B; (i) 0.02 °C/s, B+ a small amount of P; (B-bainite, M-martensite, P-pearlite)

物为马氏体和少量贝氏体的混合组织,因此,0Ni钢马氏体转变的临界冷速稍大于 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,相同冷速下0.8Ni钢组织中并无贝氏体组织生成,基体仍为典型的板条马氏体,如图5(b2)所示;继续降低冷速至 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,如图5(c1)所示,0Ni钢过冷奥氏体的转变组织由平行的条状铁素体和平行的碳化物所组成,为典型的羽毛状贝氏体组织^[13-14],同一冷速下,0.8Ni钢过冷奥氏体转变产物为板条马氏体和少量针状贝氏体的混合组织,如图5(c2)所示,因此,0.8Ni钢的马氏体转变临界冷速稍大于 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$;冷速降低至 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 后,两种实验钢组织均为贝氏体组织,如图5(d1)~(d2)所示。两种实验钢在不同冷速下的显微组织的表征结果表明,在QDH钢中加入0.8%Ni可显著降低其马氏体转变临界冷速,使得QDH钢可在更低的冷速下得到全部马氏体组织,Ni合金化大大提高了QDH钢的淬透性。

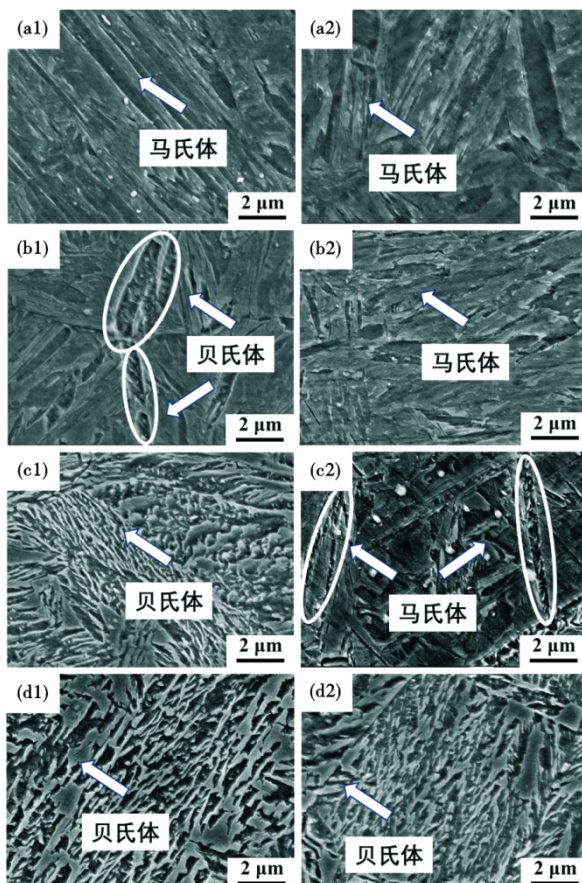


图5 不同冷速下实验钢的SEM组织:(a1)~(d1)0Ni;(a2)~(d2)0.8Ni;(a1)~(a2) $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$;(b1)~(b2) $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$;(c1)~(c2) $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$;(d1)~(d2) $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

Fig. 5 SEM microstructure of the tested steels under different cooling rates: (a1)~(d1)0Ni; (a2)~(d2)0.8Ni; (a1)~(a2) $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b1)~(b2) $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c1)~(c2) $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (d1)~(d2) $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

两种实验钢不同冷速下的显微维氏硬度如图6所示,可以看出,随着冷速增加试样的维氏硬度也随之增加,0Ni钢的冷速由 $0.03\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 增加到 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,维氏硬度从460HV增加到707HV,而0.8Ni钢冷速由 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 增加到 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,维氏硬度从464HV增加到716HV。实验钢的硬度取决于过冷奥氏体的转变产物,马氏体相变属于切变型相变,也称无扩散型转变^[15],由于马氏体转变过冷度大且转变温度低,碳元素及合金元素来不及扩散而溶在基体中,增加了基体的强度及硬度,导致马氏体组织的硬度要远高于贝氏体组织。实验钢的显微硬度变化表明,随冷速的提高,两种实验钢的过冷奥氏体均由贝氏体相变向马氏体相变过渡,0Ni钢在 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下显微硬度达到657HV,远高于 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速时的硬度544HV,0.8Ni钢在 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下显微硬度达到612HV,远高于 $0.04\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速时的硬度523HV。结合显微组织分析结果可知,0Ni钢在 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下的转变组织为马氏体,显微硬度明显高于 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下的贝氏体组织;而0.8Ni钢 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下的转变组织为马氏体和少量贝氏体,显微硬度明显高于 $0.04\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷速下的贝氏体组织。在 $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下,0.8Ni钢的显微硬度612HV,显著高于0Ni钢544HV,这是由于添加0.8%Ni使得0Ni钢马氏体转变临界冷速由 $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 降低至约 $0.2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。结合对实验钢显微组织分析可知, $0.1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速下,0.8Ni钢的转变组织主要为马氏体,而贝氏体组织仅有少部分,0Ni钢的转变组织则为全贝氏体组织,无马氏体组织。因此,显微组织表征与硬度结果均表明,0.8Ni钢的马氏体临界冷速较0Ni钢明显降低,添加0.8%Ni可以显著提高0Ni钢的淬透性。

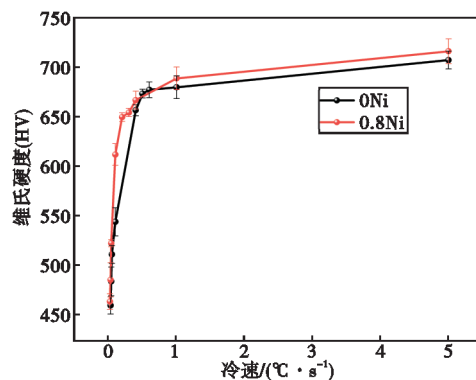


图6 不同冷速下实验钢的硬度

Fig. 6 Hardness of the experimental steel at different cooling rates

通过分析实验钢不同冷速的膨胀曲线,确定试样在不同冷速下的相变开始温度和相变结束温度,并结合试样在不同冷速下的显微组织及显微硬度结果,最终绘制了 0Ni 钢和 0.8Ni 钢的连续冷却转变曲线,如图 7 所示。0Ni 钢在设定的冷速范围内发生了 3 类组织转变,分别为珠光体转变(A→P)、贝氏体转变(A→B)、马氏体转变(A→M)。当冷却速度 ≤ 0.03 °C/s 时,主要发生珠光体转变;当冷却速度处于 0.04~0.4 °C/s 时,主要发生贝氏体转变;当冷却速度 ≥ 0.4 °C/s 时,只发生马氏体转变。0.8Ni 钢因加入了 Ni 元素,扩大奥氏体相区,大大提高了实验钢过冷奥氏体的稳定性,使 C 曲线右移^[16-17],在低的冷却速率下抑制了铁素体相变,促进了贝氏体相变,在高的冷却速率下抑制了贝氏体相变而促进了马氏体相变^[18],因此,0.8Ni 钢在设定的冷速范围内只发生了 2 类组织转变,分别为贝氏体转变(A→B)、马氏体转变(A→M)。当冷却速度处于 < 0.1 °C/s 时,主要发生贝氏体转变;当冷却速度处于 0.1~0.2 °C/s 时,主要转变为马氏体和贝氏体混合组织;当冷却速度 ≥ 0.2 °C/s 时,只发生马氏体转变。0.8%Ni 的加入使得 0Ni 钢马氏体转变临界冷速由 0.4 °C/s 降低至 0.2 °C/s,提高了实验钢的淬透性。

2.2 镍对 QDH 钢冲击吸收功的影响

通过测定 0Ni 钢和 0.8Ni 钢的连续冷却转变曲线,明确了 Ni 元素对实验钢淬透性的影响。对于热作模具钢来说,良好的韧性是确保其服役寿命的重要性能之一,因此,有必要进一步研究 Ni 合金化对实验钢冲击吸收功的影响。对 0Ni 钢和 0.8Ni 钢进行了不同温度的回火处理,热处理工艺如图 1(b)所示,对不同回火温度下的试样进行冲击吸收功测试与硬度测试,测试结果如图 8 所示。可以看出,在

200~650 °C 时,两种实验钢均出现了随回火温度的升高,冲击功反而下降的现象,即出现了回火脆性。其中在 350~500 °C 发生第一类回火脆性,这类回火脆性又称不可逆回火脆性,通常在较低的回火温度区间出现。这类回火脆性发生的主要原因是,低温回火时马氏体逐渐开始发生分解,但由于回火温度较低,位于体心立方晶格扁八面体间隙内的过饱和碳原子只能做短距离的扩散迁移,在晶内不断析出细小的 ϵ 碳化物,此时,显微组织是由过饱和 α 相和 ϵ 碳化物组成的回火马氏体,细小 ϵ 碳化物在板条界的析出导致其韧性降低^[19-20]。在 550~620 °C 回火温度内,冲击吸收功再次下降,出现第二类回火脆性。这类回火脆性发生的主要原因为 Cr、P 等元素向原奥氏体晶界偏聚,都集中在几个原子厚度的晶界上,回火脆性随杂质元素的增多而增大^[21]。对比 0Ni 钢和 0.8Ni 钢的冲击吸收功与硬度变化曲线,可以看出,0.8Ni 钢在整个回火温度区间的冲击吸收功均高于 0Ni 钢,且 0.8Ni 钢在 600 °C 回火时出现冲击吸收功最低值,相比于 0Ni 钢(620 °C)有所降低。有文献指出^[22-23],Ni 合金化一方面会促进合金元素在回火过程的析出,这可能会加快合金元素的偏聚,导致第二类回火脆性温度提前;另一方面,Ni 元素固溶于基体中也会成为碳化物的形核位点,促进碳化物在基体中的弥散析出,进而减少晶间沉淀,有利于提高钢的冲击吸收功。这与本文中 0.8Ni 钢的冲击吸收功普遍高于 0Ni 钢的实验结果相符。

如图 9(a~c)所示,0Ni 钢经 600~650 °C 回火后的金相组织可以明显看到原奥氏体晶界(PAGB),说明在原奥氏体晶界处存在元素偏聚与碳化物的析出。其中,在 620 °C 回火后试样的晶界最为明显,说明合金元素在晶界处的偏聚最为严重,其冲击吸收

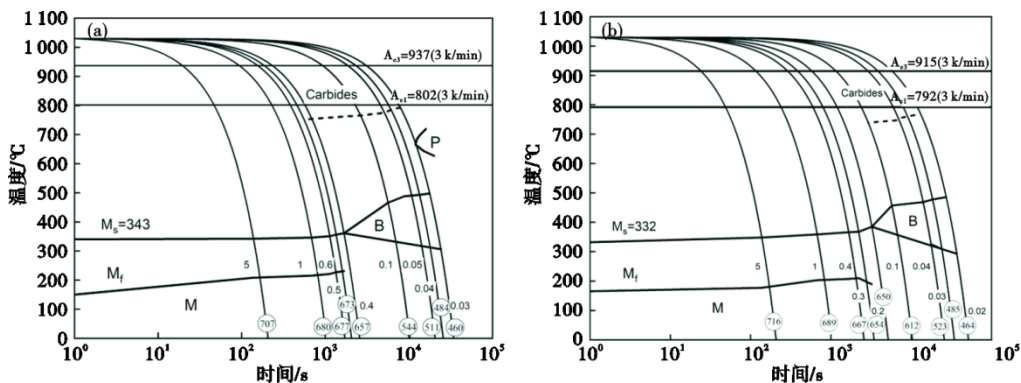


图 7 实验钢连续冷却转变曲线(CCT 曲线): (a) 0Ni 钢, (b) 0.8Ni 钢

Fig. 7 Continuous cooling transformation (CCT) diagram of the experimental steels : (a) 0Ni steel, (b) 0.8Ni steel

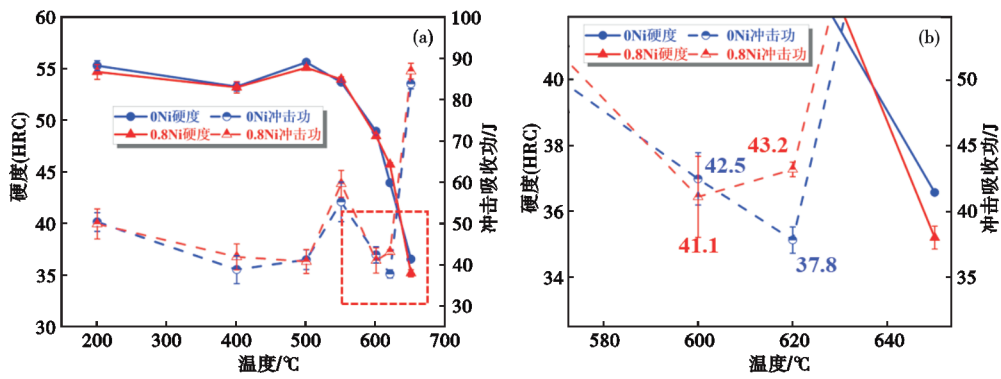


图 8 实验钢的冲击吸收功与硬度变化曲线:(a)回火温度 200 ~660 °C, (b)回火温度 580 ~660 °C

Fig. 8 Impact absorption energy and hardness variation curve of experimental steels : (a) tempering temperature range: 200 °C ~660 °C, (b) tempering temperature range: 580 °C~660 °C

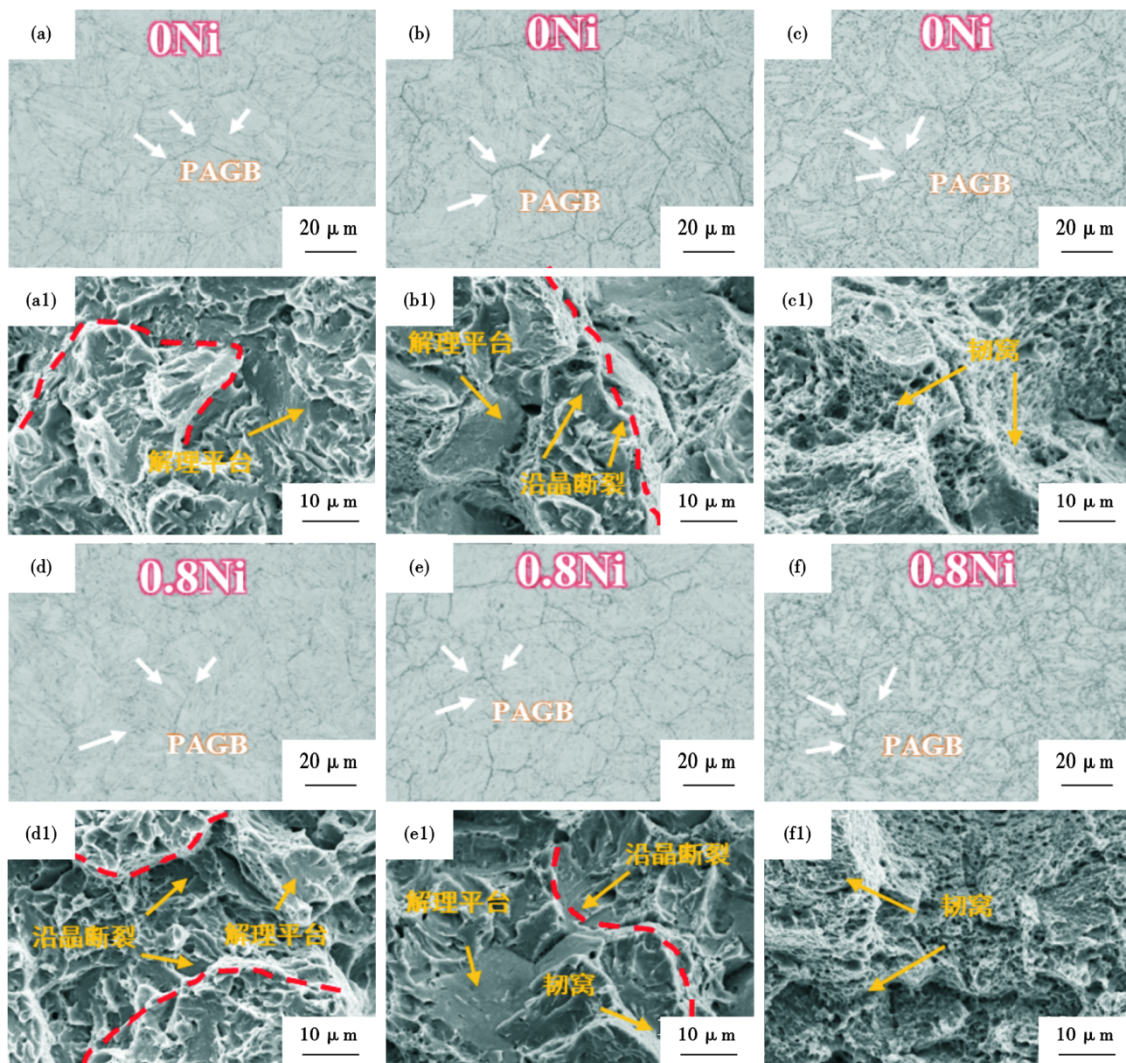


图 9 0Ni 和 0.8Ni 钢经 600、620、650 °C 回火后冲击试样的金相组织及断口形貌:(a)~(c)为 0Ni 钢金相组织;(a1)~(c1)为 0Ni 钢断口形貌;(d)~(f)为 0.8Ni 钢金相组织;(d1)~(f1)为 0.8Ni 钢断口形貌

Fig. 9 Metallographic structure and fracture morphology of 0Ni and 0.8Ni steel impact samples : (a)–(c) is the metallographic structure of 0Ni steel tempered at 600 °C, 620 °C and 650 °C; (a1)–(c1) is the morphology of the fracture of the impact specimen after tempering at 600 °C, 620 °C and 650 °C of 0Ni steel; (d)–(f) is the metallographic structure of the 0.8Ni steel tempered at 600 °C, 620 °C and 650 °C; (d1)–(f1) is the morphology of the fracture of the impact specimen after tempering at 600 °C, 620 °C and 650 °C of 0.8Ni steel

功仅为 37.8 J,是整个回火区间内的韧性最低值,晶界的元素偏聚现象会导致晶界脆化,严重恶化实验钢的韧性。如图 9(d~f)所示,0.8Ni 钢金相组织与 0Ni 钢金相组织相似,随着回火温度升高,碳化物析出增多。对 0Ni 钢和 0.8Ni 钢在回火温度 600~650 °C 冲击试样的断口进行观察分析,如图 9(a1~b1)和图 9(d1~f1)所示,冲击断口显微形貌与冲击功大小相符合,其中,600、620 °C 回火后晶界处的偏聚最明显,因此,在该回火温度冲击吸收功较低,冲击试样断口的失稳扩展区均呈现准解理形貌,伴随大量 5~20 μm 的解理平面,断口韧窝数量少且尺寸较大,有明显的沿晶断裂趋势。不同的是,两种实验钢在 650 °C 回火后冲击试样断口的韧窝小而密,表现出典型的韧性断裂特征,如图 9(c1)和图 9(f1)金相组织所示,这是由于析出相大部分在晶内均匀析出,晶界偏聚现象不明显,此时,两种实验钢冲击吸收功达到最高,0Ni 钢为 83.9 J;0.8Ni 钢为 87.2 J。其中,0.8Ni 钢 650 °C 回火后组织中碳化物析出较 0Ni 钢多。且在晶内均匀析出,晶界偏距较少,表现出更好的冲击韧性。

参考文献

- [1] 汪凡. H13 热作模具钢断裂原因分析及热处理工艺改进[J]. 模具制造, 2024, 24(3): 63-66.
- [2] 崔忠圻, 刘北兴. 金属学与热处理原理[M]. 2版. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2004: 45-47.
- [3] 王邦杰. 实用模具材料与热处理速查手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 2014: 26.
- [4] 郝松涛. 热作模具钢及压铸模具钢的发展和应用[J]. 机械管理开发, 2003, 18(2): 58-59+62-63.
- [5] 叶能. 大型一体化压铸模具制造工艺[J]. 模具制造, 2023, 23(10): 160-162.
- [6] Ryo D Y, Kang N, Kang C Y. Effect of Ni content on the tensile properties and strain-induced martensite transformation for 304 stainless steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(6): 2277-2281.
- [7] Jiang Q C, Sui H L, Guan Q F. Thermal fatigue behavior of new type high-Cr cast hot work die steel[J]. ISIJ International, 2004, 44(6): 1103-1107.
- [8] 吴晓春, 左鹏鹏. 国内外热作模具钢发展现状与趋势[J]. 模具工业, 2013, 39(10): 1-9.
- [9] 何雪松, 左鹏鹏, 吴晓春. Ni 对新型压铸模具钢连续冷却转变规律的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(10): 134-140.
- [10] 路峰, 张佩, 李琦, 等. 18CrNiMo7-6 钢静态 CCT 曲线测定与组织分析[J/OL]. 特殊钢, 2024, 45(3): 91-95.
- [11] Bepari M M A, Shorowordi K M. Effects of molybdenum and nickel additions on the structure and properties of carburized and hardened low carbon steels[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155-156: 1972-1979.
- [12] 钟磊, 吴开明, 董航宇. Ni 元素对微纳结构低温贝氏体钢组织与力学性能的影响[J]. 武汉科技大学学报, 2018, 41(5): 328-333.
- [13] 张剑桥, 李筱, 孙铭山, 等. 冷却速率对 60Cr13 马氏体不锈钢微观组织影响规律[J]. 特殊钢, 2023, 44(6): 112-116.
- [14] 王宁涛, 王利军, 郭俊成, 等. 16MnCr5 高温热塑性及连续冷却转变曲线测定及应用[J]. 特殊钢, 2023, 44(4): 120-124.
- [15] Odqvist J, Hillert M, Ågren J. Effect of alloying elements on the γ to α transformation in steel. I[J]. Acta Materialia, 2002, 50(12): 3213-3227.
- [16] Hu Z Q, Wang K K. Investigation into the thermal stability of a novel hot-work die steel 5CrNiMoVNb[J]. High Temperature Materials and Processes, 2022, 41(1): 353-363.
- [17] Morsdorf L, Emelina E, Gault B, et al. Carbon redistribution in quenched and tempered lath martensite[J]. Acta Materialia, 2021, 205: 116521.
- [18] 曾艳, 吴晓春, 夏书文, 等. 镍元素对新型压铸模具钢热稳定性的影响[J]. 材料导报, 2017, 31(16): 72-75.
- [19] 夏博, 王斌, 张鹏, 等. 回火温度对高强弹簧钢微观组织和冲击性能的影响[J]. 材料研究学报, 2023, 37(5): 341-352.
- [20] 孙文强, 周珠, 徐阿敏, 等. 热处理工艺对高铬低活化铁素体-马氏体钢力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(2):

105-111.

[21] 邓 彪, 陈 蓬, 王国栋. 回火温度对二次硬化马氏体不锈钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2021, 46(9): 65-71.

[22] Lee K B, Kwon H, Kwon H, et al. Effects of alloying additions and austenitizing treatments on secondary hardening and fracture behavior for martensitic steels containing both Mo and W[J]. Met-

allurgical and Materials Transactions A, 2001, 32 (7) : 1659-1670.

[23] Gong W, Yue J B, Tian J L, et al. The effect of nickel on the carbide precipitation behavior in Cr-Mo-V hot-working die steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 4452-4460.

关于认准《特殊钢》网址、防范假冒网站的声明

《特殊钢》期刊由中信泰富特钢集团股份有限公司主管、大冶特殊钢有限公司主办,由《特殊钢》编辑部负责运营,是全国特殊钢行业知名的综合性科技刊物(双月刊);《特殊钢》期刊于1980年创刊发行,国际标准刊号为ISSN1003-8620,国内统一刊号为CN42-1243/TF。《特殊钢》期刊的宗旨:“构建特钢共享平台,引领行业创新发展。”

编辑部发现网络上存在大量假冒《特殊钢》期刊的网页,为维护我刊良好声誉和广大作者、读者的利益,本编辑部郑重声明如下:

- (一) www.specialsteeljournal.com 为《特殊钢》期刊的唯一网址,备案号为鄂ICP备2022000839号,请广大作者、读者使用本网址进行投稿、订阅、论文免费下载等操作。
- (二) 除维普、万方、知网、超星为本社授权合作网站,具有数字化复制权、发行权、汇编权、翻译权、信息网络传播权、版式设计专有权,其余网站皆未经本编辑部授权,无权从事相关内容的刊登、收费阅读,承揽稿件,承接广告等行为,请广大作者、读者提高警惕,注意甄别,谨防受骗,由此造成的一切损失和后果,本编辑部不承担任何经济 and 法律责任;同时也鼓励向本编辑部进行举报相关侵权线索。
- (三) 未经授权网站请于2024年11月30日前自行将与《特殊钢》期刊相关的内容撤除,逾期仍存在涉嫌侵害著作权、名誉权的单位或个人,本编辑部保留进一步发函、举报、诉讼等法律手段进行维权,必要时上报公安机关依法追究刑事责任。

《特殊钢》编辑部