

• 应用与服役 •



碳化物预析出临界淬火对改性 H13 钢组织及 热疲劳性能的影响

李慧东¹, 张竣宣², 李绍宏¹, 左鹏鹏³, 卜恒勇¹

(1 昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650093; 2 山西阳煤化工机械(集团)有限公司, 太原 030032;

3 江苏科技大学材料科学与工程学院, 镇江 212008)

摘 要:针对 H13 型热作模具钢常规调质处理后存在原奥氏体晶粒粗大、马氏体板条较宽及碳化物易粗化等问题, 研究了碳化物预析出临界淬火处理对显微组织及热疲劳性能的影响。结果表明, 经 1 050 °C 淬火+730 °C 碳化物预析出+930 °C 临界淬火处理后, 试验钢的原奥氏体晶粒从 1 050 °C 淬火态的 126.9 μm 显著细化至 36.3 μm, 同时马氏体板条平均宽度由 1.23 μm 减小至 0.54 μm。预析出阶段形成的弥散细小碳化物在临界奥氏体化过程中未完全回溶, 对晶界迁移产生显著钉扎作用并促进形核, 从而实现组织协同细化。在 610、700 °C 长时间回火过程中, 两种工艺均发生碳化物回溶与粗化, 但碳化物预析出临界淬火试样中碳化物尺寸更小、分布更均匀, 其粗化速率明显降低。回火过程中两种试样均表现出“先快后缓”的两阶段软化特征。相比常规处理, 碳化物预析出临界淬火试样在高温长时间回火条件下具有更低的软化速率, 其抗回火软化能力显著提高。热疲劳试验结果表明, 经 1 000 次冷热循环后, 预析出临界淬火试样裂纹数量和平均裂纹长度均明显降低, 裂纹扩展路径更加曲折, 裂纹扩展速率得到有效抑制, 表现出更优的抗热疲劳性能。

关键词:热作模具钢; 热稳定性; 热疲劳; 碳化物预析出; H13 钢

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260078 **中图分类号:**TG142. 1

Effects of Carbide Pre-precipitation-Assisted Critical Quenching on the Microstructure and Thermal Fatigue Properties of Modified H13 Steel

Li Huidong¹, Zhang Junxuan², Li Shaohong¹, Zuo Pengpeng³, Bu Hengyong¹

(1 School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China; 2 Shanxi Yangmei Chemical Machinery (Group) Co., Ltd., Taiyuan 030032, China; 3 School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212008, China)

Abstract: To address the issues of coarse prior austenite grains, wide martensite laths, and carbide coarsening in conventionally quenched and tempered H13 hot-work die steel, the effects of a carbide pre-precipitation-assisted critical quenching process on microstructure evolution and thermal fatigue behavior were investigated. The results show that, after a treatment comprising quenching at 1 050 °C, carbide pre-precipitation at 730 °C, and critical quenching at 930 °C, the prior austenite grain size was significantly refined from 126.9 μm (obtained after 1 050 °C quenching) to 36.3 μm, while the average martensite lath width decreased from 1.23 μm to 0.54 μm. The fine dispersed carbides formed in the pre-precipitation stage were not completely re-dissolved during subsequent critical austenitization, thereby exerting a strong pinning effect on grain boundary migration and facilitate nucleation, which resulted in a synergistic refinement of the microstructure. During long-term tempering at 610 °C and 700 °C, both processes exhibited carbide dissolution and coarsening; however, the carbide pre-precipitation-assisted critical quenching sample showed smaller carbide size, more uniform distribution, and a significantly reduced coarsening rate. Both samples exhibited a two-stage softening behavior characterized by an initial rapid decrease followed by a gradual decline. Compared with conventional treatment, the carbide pre-precipitation-critical quenching sample demonstrated a lower softening rate under high-temperature long-term tempering, indicating markedly improved resistance to tempering softening. Thermal fatigue tests further revealed that after 1 000 thermal cycles, the treated samples exhibited fewer cracks and shorter average crack length, more tortuous crack propagation paths, and a significantly suppressed crack growth rate, demonstrating superior thermal fatigue resistance.

Key Words : Hot Work Die Steel; Thermal Stability; Thermal Fatigue; Carbide Pre-precipitation; H13 Steel

基金项目: 国家自然科学基金(51761022 & 52461006)

作者简介: 李慧东(2001—), 男, 硕士; **E-mail:**3202467800@qq.com; **收稿日期:** 2026-05-27

通信作者: 李绍宏(1982—), 男, 博士, 副教授; **E-mail:**lishaohong@kust.edu.cn

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

H13(4Cr5MoSiV1)热作模具钢因其良好的淬透性、强韧性及抗热疲劳性能,广泛应用于热锻模、压铸模及热挤压模等^[1-3]。然而,经常规淬回火热处理后,H13钢普遍存在奥氏体晶粒尺寸偏大、马氏体板条较宽以及碳化物易粗化等问题^[4-6]。这些问题易导致模具在热循环服役过程中产生局部热应力集中,从而加速热疲劳裂纹的萌生与扩展,导致模具早期失效^[7]。此外,随着服役温度和时间的增加,碳化物严重粗化还会引起基体软化^[8-9]和热稳定性下降^[9-12]。

国内外学者围绕H13热作模具钢的热处理工艺创新、微观组织调控及成分优化等,采用Q-P-T(淬火-配分-回火)工艺可获得良好的强韧性匹配并提高热疲劳性能^[13-14]。激光增材制造结合后续回火处理促使细小的纳米级碳化物析出可显著提高硬度与强度^[15]。与此同时,复相组织设计(如贝氏体-马氏体复相、残余奥氏体-马氏体复合组织)及多级回火、深冷处理等工艺在一定程度上细化组织并改善碳化物分布。如等温淬火处理形成贝氏体、马氏体与残余奥氏体组成的复相组织,通过调控相组成与残留奥氏体稳定性,能有效提升强韧性匹配^[16-18]。深冷处理促进马氏体转变和细小碳化物析出而改善碳化物的尺寸与分布,进而提高硬度与耐磨性^[19-21]。多级回火工艺有利于在回火过程中析出更加细小弥散的二次碳化物,进一步增强热稳定性^[22]。此外,调控Cr、Mo、V等合金元素含量可有效影响 $M_{23}C_6$ 和MC型碳化物的析出量、热稳定温度和粗化速率^[23]。以N替代部分C可降低碳化物形成能,提高扩散激活能而抑制碳化物粗化和位错回复,显著改善H13钢的抗回火软化能力^[24]。

研究表明,碳化物的粗化和聚集是导致热疲劳损伤的重要原因。通过调控碳化物的析出行为可以有效延缓裂纹的扩展,从而提高材料的抗热疲劳性能^[25]。本研究则尝试采用在淬火前引入碳化物预析出处理,结合临界区奥氏体化调控奥氏体晶粒以细化马氏体板条、增加碳化物分布均匀性以抑制其粗化进程的研究思路,研究该工艺对一种含Co、Ni的改性H13型热作模具钢显微组织、力学性能、热稳定性及热疲劳性能的影响,并与常规调质处理进行对比,以期对H13型热作模具钢的组织性能调控提供参考。

1 试验材料及方法

试验用料经炉容量为100 kg真空感应熔炼(VIM)和真空自耗重熔(VAR)双真空冶炼,获得重

量约70 kg化学成分合格的改性H13热作模具钢钢锭(化学成分见表1)。钢锭经高温均质化处理,在始锻温度1 100℃、终锻温度950℃的工艺参数下锻造成形。最终锻制为尺寸200 mm(宽)×30 mm(厚)×1 100 mm(长)的方坯试料,重量约为50 kg。试料经球化退火处理后备用。

表1 试验用改性H13热作模具钢化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of the experimental modified H13 hot-work die steel

%										
C	Si	Mn	Cr	Mo	Co	Ni	V	P	S	Fe
0.39	1.50	1.02	3.95	0.98	2.30	1.20	0.49	≤0.01	≤0.01	Bal.

采用DIL 805AD/T动态热膨胀仪测定试验钢(试样尺寸为 $\phi 4$ mm×10 mm)加热过程中的尺寸变化,并利用切线法确定奥氏体转变起始温度(Ac1)和终止温度(Ac3),如图1(a)所示。微观组织观察和硬度试样经研磨、抛光后,采用4%硝酸酒精溶液(4% HNO_3 + 96% C_2H_5OH)腐蚀,利用SOPTOP IE500M光学显微镜(OM)观察金相组织,采用VEGA3 TESCAN扫描电镜(SEM)及OXFORD X-MaxN能谱仪(EDS)分析碳化物形貌与成分。利用Image J统计晶粒尺寸和马氏体板条宽度,同一试样至少统计10个视场。硬度测试采用HR-150A型洛氏硬度计,载荷150 kg,保载15 s,每个试样测量7个有效值取平均值。热疲劳试验在自约束感应加热式装置上进行。试样预制1 mm深V形缺口及 $\phi 2$ mm定位孔,经抛光后进行冷热循环热疲劳试验。热疲劳试验以20℃/s加热至接近模具实际服役温度条件650℃保温5 s后快速水冷10 s,如此循环1 000次后将试样置于10%盐酸溶液中浸泡3~10 min以去除氧化层以观察热疲劳裂纹形貌。热处理在箱式电阻炉中进行,试样表面涂覆抗氧化涂层。试验钢热处理工艺示意图如图1(b)(c)所示。试验钢以5℃/min加热至1 050℃奥氏体化保温10 min后油淬,随后以5℃/min加热至730℃等温30 min进行碳化物预析出处理,油淬后再次以5℃/min加热至930℃保温40 min后淬入油中,最后在610、700℃分别回火1~15 h。对比试样采用常规淬火-回火工艺(以5℃/min加热1 050℃保温10 min+610℃、700℃分别回火1~15 h)。

2 试验结果

2.1 不同处理工艺对微观组织的影响

图2为试验钢经两种不同热处理工艺处理后组织。由图2(a)-(b)可见,常规淬火与碳化物预析出

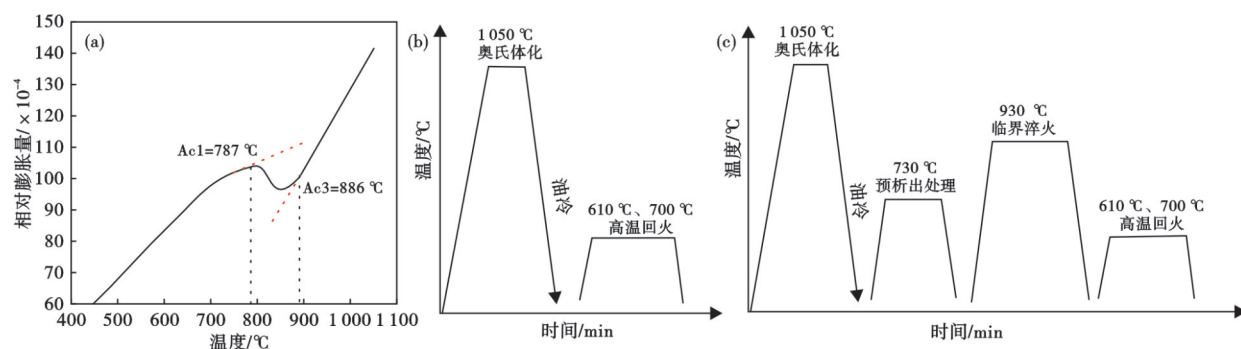


图1 改性H13热作模具钢热膨胀曲线及热处理工艺示意图:(a)加热过程热膨胀曲线,(b)常规热处理工艺,(c)碳化物预析出临界淬火处理工艺

Fig. 1 Thermal expansion curve and heat treatment process schematic of modified H13 hot-work die steel: (a) thermal expansion curve during heating, (b) conventional heat treatment process, (c) carbide pre-precipitation - assisted critical quenching process

临界淬火处理所得组织在原奥氏体晶粒尺寸上存在明显差异。常规淬火试样的平均原奥氏体晶粒尺寸约为 $126.9\ \mu\text{m}$,而经碳化物预析出临界淬火后晶粒明显细化,平均晶粒尺寸为 $36.3\ \mu\text{m}$ 。通常认为,在常规奥氏体化过程中,随着碳化物的大量溶解,固溶于奥氏体中的碳含量增加,从而促进Fe原子的扩散及晶界迁移,使奥氏体晶粒易于长大^[26]。相比之下,由于预析出阶段形成了大量细小且弥散分布的碳化物颗粒,这些颗粒在后续奥氏体化过程中能够对晶界迁移产生一定阻碍作用。此外,原马氏体板条界、板条束界、未溶碳化物与基体的界面、亚结构界面及高密度位错区域均可作为奥氏体再形核的优先位置,从而提高奥氏体形核数量。此外,较低的奥氏体化温度能够有效降低晶界迁移速率,抑制奥氏体晶粒长大^[27]。因此,在碳化物预析出临界淬火处理过程中,新生奥氏体主要在原板条马氏体界面及碳化物附近形核,并在受限条件下长大。预析出的碳化物对晶界迁移具有一定钉扎作

用,进一步抑制了奥氏体晶粒粗化,最终形成细化的原奥氏体组织。

SEM观察结果(图2(c)-(d))进一步表明,两种工艺所得组织均以板条马氏体为主,但组织存在明显区别。常规淬火试样主要由较粗大的板条马氏体组成,而经碳化物预析出临界淬火处理后,组织中除细化的马氏体板条外,还可观察到均匀分布的细小碳化物颗粒。这主要是由于临界淬火奥氏体化温度低于碳化物完全固溶所需温度,使预析出阶段形成的部分细小碳化物得以保留。与常规淬火相比,碳化物预析出临界淬火处理所得马氏体板条尺寸明显减小。这种组织细化主要与预析出碳化物的作用有关:一方面,弥散分布的碳化物能够促进奥氏体再形核,提高形核率。另一方面,碳化物对奥氏体晶界迁移的钉扎作用有效抑制了晶粒长大,从而实现原奥氏体晶粒及马氏体板条的协同细化。

图3为常规淬火与碳化物预析出临界淬火试样分别在610、700 °C回火15 h后的SEM显微组织形

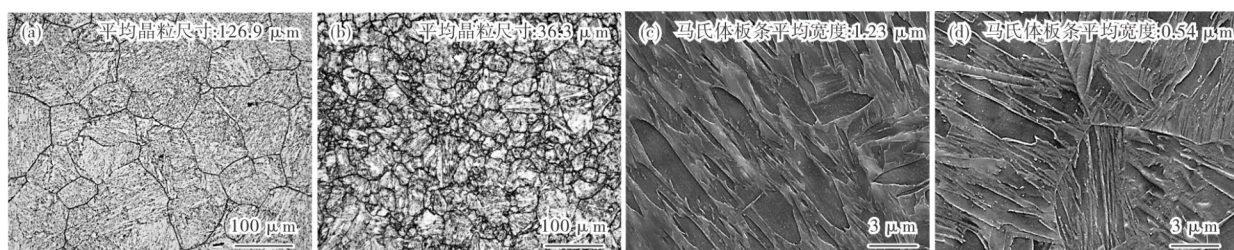


图2 改性H13热作模具钢经不同工艺淬火后的晶粒与显微组织:(a)1050 °C淬火后晶粒形貌,(b)1050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火后的晶粒形貌,(c)1050 °C淬火后的SEM组织,(d)1050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火后的SEM组织

Fig. 2 Microstructure and grain morphology of modified H13 hot-work die steel after different quenching processes: (a) grain morphology after quenching at 1050 °C, (b) grain morphology after 1050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, and 930 °C critical quenching, (c) SEM microstructure after quenching at 1050 °C, (d) SEM microstructure after 1050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, and 930 °C critical quenching

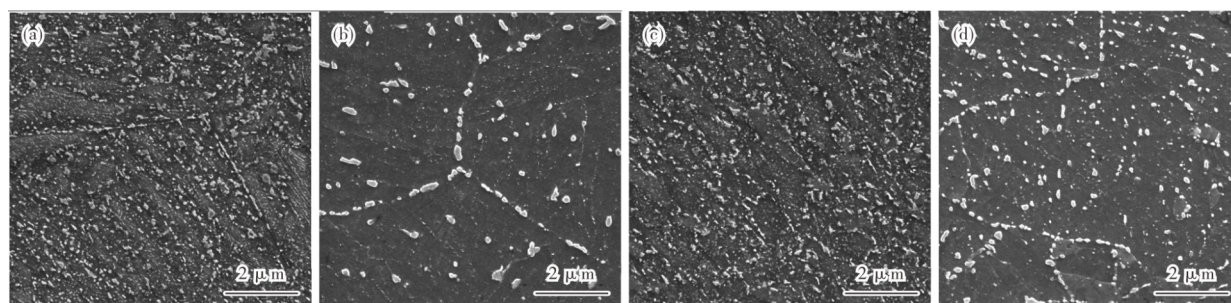


图3 改性H13热作模具钢不同温度回火15 h后的SEM微观组织:(a) 1 050 °C淬火+610 °C回火,(b) 1 050 °C淬火+700 °C回火,(c) 1 050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火+610 °C回火,(d) 1 050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火+700 °C回火

Fig. 3 SEM microstructures of modified H13 hot-work die steel after tempering for 15 h at different temperatures: (a) 1 050 °C quenching and 610 °C tempering, (b) 1 050 °C quenching and 700 °C tempering, (c) 1 050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, 930 °C critical quenching and 610 °C tempering, (d) 1 050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, 930 °C critical quenching, and 700 °C tempering

貌。图3(a)(c)分别对应两种工艺试样在610 °C回火后的碳化物分布特征。常规淬火试样淬火后形成的高碳过饱和马氏体在回火过程中具有较高的碳扩散能力,碳原子易向位错、板条界及晶界富集并析出碳化物。随着回火温度升高和保温时间延长,碳化物逐渐聚并长大,导致粗化现象加剧。相比之下,碳化物预析出临界淬火处理因采用较低的奥氏体化温度,部分碳化物未能完全固溶,从而降低了基体中的固溶碳含量。这些未溶的细小弥散碳化物具有较高的热稳定性,可在一定程度上抑制碳原子的扩散及碳化物的聚集长大,从而减缓碳化物粗化速率,使回火后组织中的碳化物分布更加细小均匀。图3(b)(d)为两种工艺试样在700 °C回火15 h后的SEM组织形貌。随着回火温度升高至700 °C,两种试样中的碳化物均出现不同程度的回溶与粗化现象。这主要是由于高温回火过程中,部分细小且热稳定性较差的碳化物逐渐发生溶解。而基体中扩散能力较强的C、Cr、Mo、V等元素又进一步向部分稳定碳化物富集,从而促进其持续长大。对于常规淬火试样,由于奥氏体化过程中大量碳化物充分溶解,基体中固溶碳及合金元素含量较高,在700 °C回火时原子扩散活跃,促进了碳化物的聚并与粗化。同时,部分细小碳化物因界面能较高而优先回溶,导致粗大碳化物进一步长大。

相比之下,碳化物预析出临界淬火试样由于采用较低的奥氏体化温度,部分碳化物未能完全溶解,使基体中过饱和和固溶的碳及合金元素含量相对较低。这使得高温回火过程中,元素的长距离扩散通量减小,从而削弱了扩散控制型组织转变(如碳

化物粗化、铁素体回复)的进行。此外,预析出的细小弥散碳化物具有较好的热稳定性,可在一定程度上降低碳原子的扩散动力学速率并抑制碳化物的聚集长大。因此,虽然该工艺试样在700 °C回火后同样存在一定程度的碳化物回溶与粗化,但其碳化物整体尺寸仍明显小于常规淬火试样,且分布更加均匀。一般认为,热作模具钢中粗大碳化物容易在组织内部形成局部应力集中,不利于材料韧性和组织稳定性的提高。此外,在热疲劳循环过程中,粗大碳化物及第二相颗粒往往易成为裂纹萌生源,并加速裂纹扩展,从而降低材料的服役寿命^[28]。

图4(a)为两种工艺试样在不同回火温度和时间条件下的碳化物面积对比。由图4可知,在610 °C回火条件下,两种工艺试样的碳化物面积占比均随回火时间延长先增加后降低。这是因为回火初期碳化物不断析出,面积占比逐渐增加,而随着回火时间进一步延长,部分细小碳化物在高温回火过程中发生回溶,而大颗粒碳化物逐渐粗化,导致单位面积内碳化物数量减少,面积占比有所下降。当回火温度提高至700 °C时,由于高温促进了碳化物回溶及聚并粗化,两种工艺试样的碳化物面积占比均呈整体下降趋势。相比于常规淬火试样,碳化物预析出临界淬火试样的碳化物面积占比整体较低。这主要与其较低的奥氏体化温度有关,部分碳化物未完全固溶,降低了基体中过饱和碳及合金元素含量,从而减弱了后续回火过程中碳化物的大量析出与长大。图4(b)为不同回火条件下碳化物平均尺寸的变化规律。随着回火温度由610 °C升高至700 °C且随着保温时间延长,两种工艺试样中

的碳化物均出现明显粗化。碳化物的粗化是扩散控制下的 Ostwald 熟化过程,即小尺寸碳化物因界面能较高而逐渐回溶,随后合金元素向尺寸较大的碳化物扩散,使其进一步长大。由图 4(b)可知,碳化物析出临界淬火处理试样中的碳化物平均尺寸整体小于常规淬火试样。其原因是析出阶段形成的大量细小弥散碳化物具有较好的热稳定性,较低的固溶碳含量减弱了高温回火过程中的元素扩散能力,从而在一定程度上抑制了碳化物的快速聚并与异常长大。

2.2 不同工艺处理后的回火硬度变化

图 5 为常规淬火与碳化物预析出临界淬火试样分别在 610、700 °C 回火 0~15 h 后的硬度变化规律。由图 5(a)可知,两种工艺试样在回火过程中随着回火时间延长硬度均逐渐降低。这与回火过程中马氏体板条发生回复与粗化、位错密度降低以及碳化物析出和长大等组织演化行为有关。在回火过程中,过饱和固溶碳不断从基体中析出形成碳化物,导致固溶强化作用减弱。位错回复及亚结构演化进一步降低了材料的强化效果。此外,随着回火温度升高和保温时间延长,碳化物逐渐发生粗化,其弥散强化作用也随之减弱,从而导致硬度持续下降。图 5(b)为不同工艺试样的回火硬度分段线性拟合。由图 5 可知,常规淬火与碳化物预析出临界淬火试样在 610、700 °C 回火过程中的硬度变化均呈

现出典型的“两阶段软化”特征:即初期快速下降、后期趋于平缓。第一阶段(回火前 5 h)硬度下降速率较高且两种工艺差异不显著,该阶段主要对应淬火马氏体的快速分解过程,即过饱和间隙碳原子迅速脱溶并向位错、板条界等高能位置偏聚而形成 ϵ 碳化物等过渡相,同时,高密度位错发生滑移与攀移,亚结构由高度畸变状态向较稳定的位错胞结构转变,使晶格畸变强化与位错强化同步衰减^[29-31]。

随着回火时间的延长,两种工艺试样第二阶段的软化行为开始明显分化,硬度下降速率显著减缓,此时马氏体分解基本完成,体系进入以第二相演化与亚结构缓慢回复为主的控制阶段。该阶段硬度降低主要受碳化物的 Ostwald 熟化过程和位错亚结构的缓慢多边形化与回复过程两个过程控制。由图 5(b)可知,在该阶段碳化物预析出临界淬火试样的软化速率明显低于常规淬火试样,610 °C 回火降低幅度约为 30% 以上,而 700 °C 高温回火差异进一步扩大,碳化物预析出临界淬火试样的软化速率约为常规淬火试样的二分之一。造成这种差异主要原因是初始组织中存在的大量细小弥散未溶碳化物,这些未溶碳化物在回火过程中持续发挥钉扎作用,有效抑制马氏体板条界迁移及位错重排,从而延缓组织粗化^[32]。由于较低奥氏体化温度限制了固溶于基体中的碳及合金元素的过饱和度,体系中可供扩散迁移的碳原子通量降低,使碳化物长大

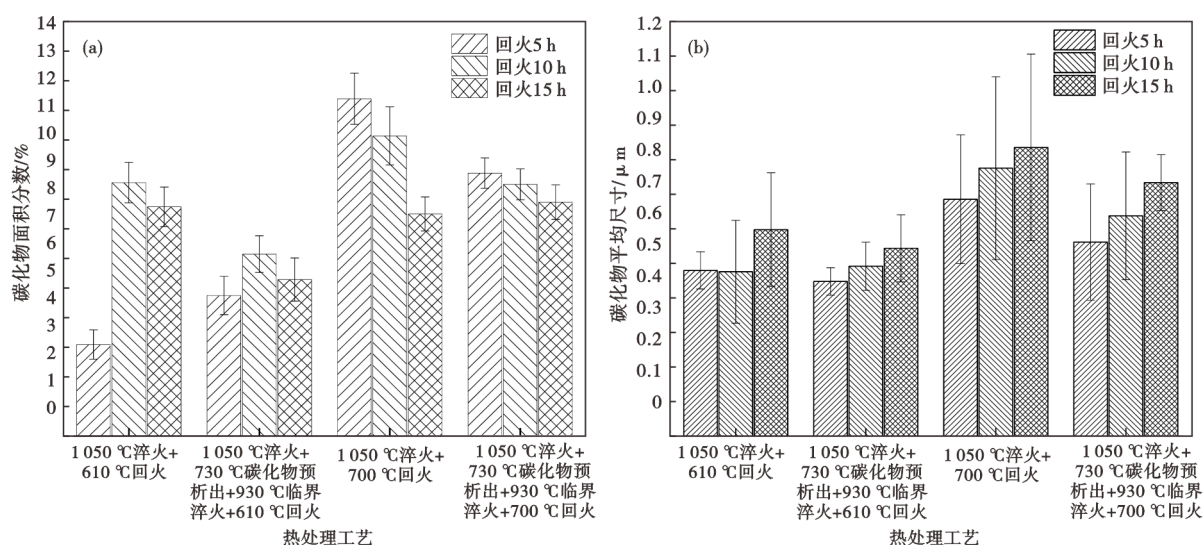


图 4 H13 型热作模具钢常规热处理和碳化物预析出临界淬火试样在不同回火温度和时间条件下的碳化物析出行为统计分析:(a) 碳化物面积分数, (b) 碳化物尺寸变化

Fig. 4 Statistical analysis of carbide precipitation behavior in conventionally heat-treated and carbide pre-precipitation - assisted critical quenched H13 hot-work die steel under different tempering temperatures and times: (a) carbide area fraction, (b) variation in carbide size

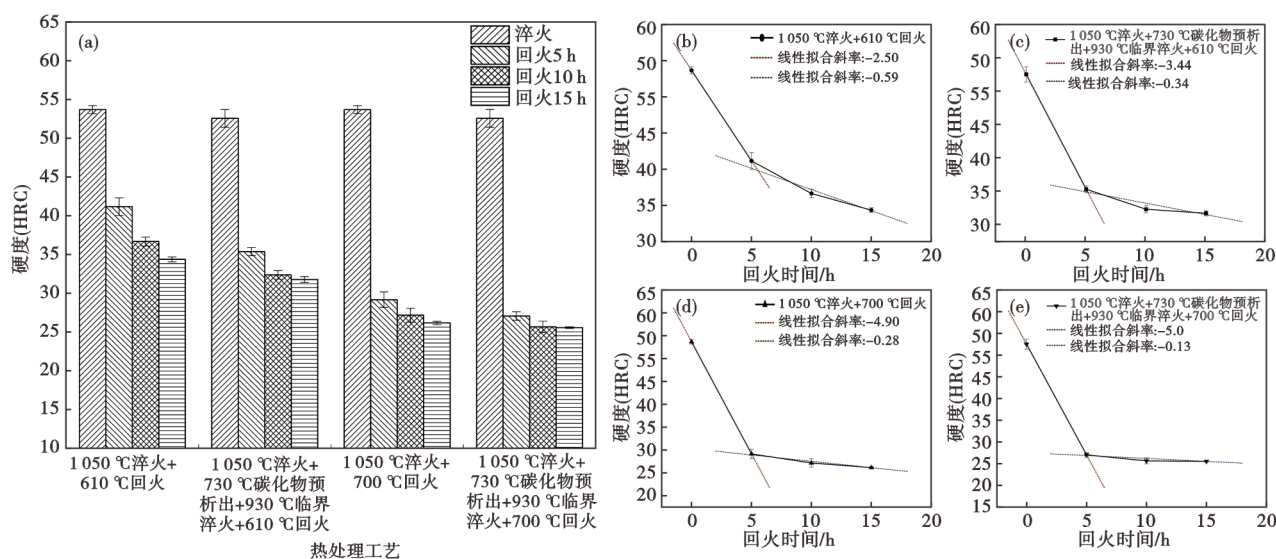


图5 改性H13热作模具钢不同工艺处理后的硬度变化:(a) 淬火态及不同温度回火的硬度,(b)–(e) 不同工艺试样的回火硬度分段线性拟合

Fig. 5 Hardness evolution of modified H13 hot-work die steel under different heat treatment processes: (a) hardness in the quenched state and after tempering at different temperatures, (b) – (e) piecewise linear fitting of tempered hardness for samples subjected to different processes

所需的溶质供给受到动力学约束,从热力学与扩散动力学两个层面共同抑制粗化行为^[33]。

特别是在700℃高温回火条件下,该工艺优势进一步放大。此温度已接近热作模具钢服役上限,常规淬火试样中碳化物粗化明显加剧,而预析出临界淬火工艺中残留的稳定碳化物(如VC、Mo₂C等)仍保持较高热稳定性,持续提供界面钉扎作用,从而显著降低后期软化速率^[34],使其相对常规淬火下降幅度降低至接近一半水平。因此,回火抗软化能力不仅取决于碳在马氏体中的初始分配状态以及第二相颗粒的稳定性与空间分布。回火过程中细小弥散碳化物与较低固溶碳水平的共同作用,对提升热作模具钢高温稳定性也具有一定的促进作用。

2.3 热疲劳性能

试验钢经610℃回火2 h×2次处理后,对常规淬火与碳化物预析出临界淬火试样开展1 000次冷热循环热疲劳试验,其热疲劳裂纹形貌及裂纹尺寸分布如图6所示。由图6(a)(b)可见,在相同循环条件下,两种试样均出现不同程度的表面裂纹,但预析出临界淬火试样的裂纹数量明显更少,且分布相对稀疏、离散,说明其裂纹萌生能力有所降低。从裂纹尺寸统计结果图6(c)可以看出,预析出工艺试样的裂纹平均长度整体低于常规淬火试样,其主裂纹长度集中在较短区间内,而常规淬火试样裂纹则

更容易发展至更大尺寸范围,表明裂纹扩展速率在预析出工艺条件下受到明显抑制。这种差异主要是由于不同工艺热处理后微观组织稳定性与应力响应能力的不同引起。常规淬火试样回火后仍保留一定程度的马氏体板条不均匀性以及相对粗大的碳化物分布,在热疲劳循环过程中局部热应力更容易在碳化物/马氏体基体界面及原奥氏体晶界等处集中,从而促进热疲劳裂纹萌生并加速扩展^[30, 35]。相比之下,碳化物预析出临界淬火试样由于前期预析出碳化物在后续奥氏体化过程中未完全溶解,这些未溶细小碳化物使奥氏体化过程中晶粒与马氏体板条得到协同细化而使组织均匀性显著提高。弥散碳化物在服役过程中持续发挥界面钉扎作用,降低局部塑性变形的不均匀性,从而削弱裂纹尖端的应力集中程度。此外,细化的板条马氏体结构可有效提高裂纹路径的曲折程度,增加裂纹扩展阻力,使裂纹扩展由相对直线传播转变为受微观组织约束的偏折扩展模式,如图6(d)(e)所示。

图7分别为常规淬火和碳化物预析出临界淬火热疲劳裂纹附近的元素分布。两种工艺试样裂纹区域均存在明显的O元素与Si元素富集现象,表明热疲劳循环过程中裂纹附近发生了较为明显的高温氧化。通常情况下,氧化层与钢基体之间存在较大的热膨胀系数差异,且氧化产物本身具有脆性较高、结合强度较低等特点,在反复冷热循环过程中

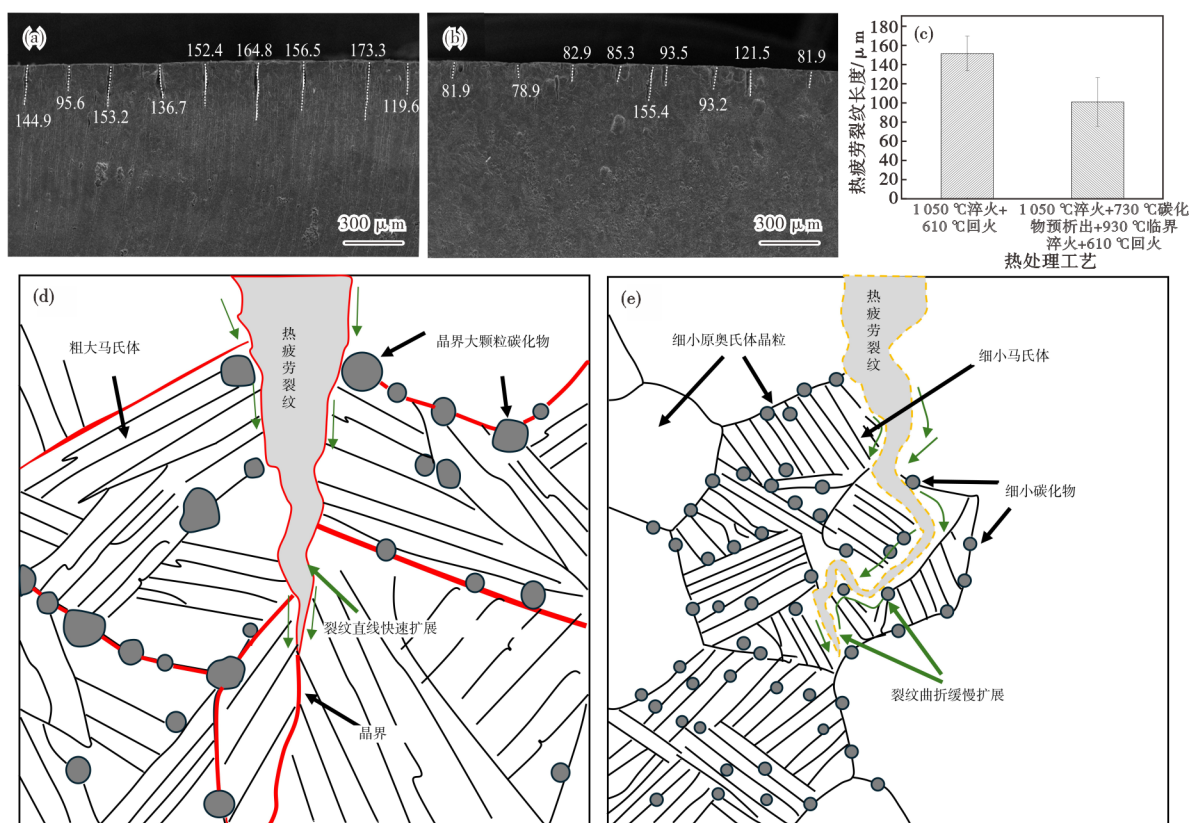


图 6 改性 H13 热作模具钢不同工艺处理后冷热循环 1 000 次的热疲劳裂纹形貌及平均长度: (a) 1 050 °C 淬火 + 610 °C 回火的截面裂纹形貌, (b) 1 050 °C 淬火 + 730 °C 碳化物预析出 + 930 °C 临界淬火 + 610 °C 回火的截面裂纹形貌, (c) 热疲劳裂纹平均长度对比, (d) 常规热处理试样热疲劳裂纹扩展模式示意图, (e) 碳化物预析出临界淬火处理试样热疲劳裂纹扩展模式示意图

Fig. 6 Thermal fatigue crack morphology and average crack length of modified H13 hot-work die steel after 1 000 thermal cycles under different heat treatment conditions: (a) cross-sectional crack morphology after 1 050 °C quenching and 610 °C tempering, (b) cross-sectional crack morphology after 1 050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, 930 °C critical quenching and 610 °C tempering, (c) comparison of average thermal fatigue crack length, (d) schematic diagram of thermal fatigue crack propagation mode in conventionally heat-treated samples, (e) schematic diagram of thermal fatigue crack propagation mode in carbide pre-precipitation - assisted critical quenching samples

容易在氧化层/基体界面处形成较大的热应力,从而促进表层开裂及裂纹扩展^[36-37]。在热疲劳循环过程中,材料内部位错不断增殖与运动,并伴随大量空位形成。在高温与交变热应力共同作用下,空位易向晶界等高能区域偏聚,使晶界局部应力集中进一步增强。当局部热应力超过材料在高温下的屈服强度时,晶界附近容易发生塑性损伤,从而成为热疲劳裂纹优先萌生的位置。由于晶界附近碳化物与基体之间热膨胀行为存在差异,在循环加热与冷却过程中界面处容易产生附加热应力,加速裂纹沿晶界扩展^[38]。由于晶界在高温下强度较弱,且氧化沿晶界进行,从而形成“氧化物楔入”效应而加速开裂。因此,热疲劳裂纹更容易在晶界处萌生并沿晶界扩展。常规淬火处理试样的裂纹扩展路径较为平直,而碳化物预析出临界淬火处理试样的裂纹扩

展路径则较为曲折。对比两种工艺可发现,常规淬火试样的裂纹扩展更快,裂纹连通程度也更加明显,而碳化物预析出临界淬火试样的裂纹扩展则受到一定抑制。这主要与两种工艺下碳化物形态及组织稳定性的差异有关。碳化物预析出临界淬火处理后,组织中形成了更加细小且弥散分布的碳化物,这些碳化物在热疲劳循环过程中具有较好的热稳定性,不易发生快速粗化与聚集。细小弥散碳化物能够对位错运动及界面迁移产生阻碍作用,降低局部塑性变形的不均匀性。细化后的组织可提高裂纹扩展路径的曲折程度,降低裂纹尖端的有效驱动力,从而减缓裂纹扩展速率。碳化物预析出临界淬火工艺通过改善碳化物分布状态及组织稳定性,有效提高了 H13 热作模具钢的抗热疲劳性能。

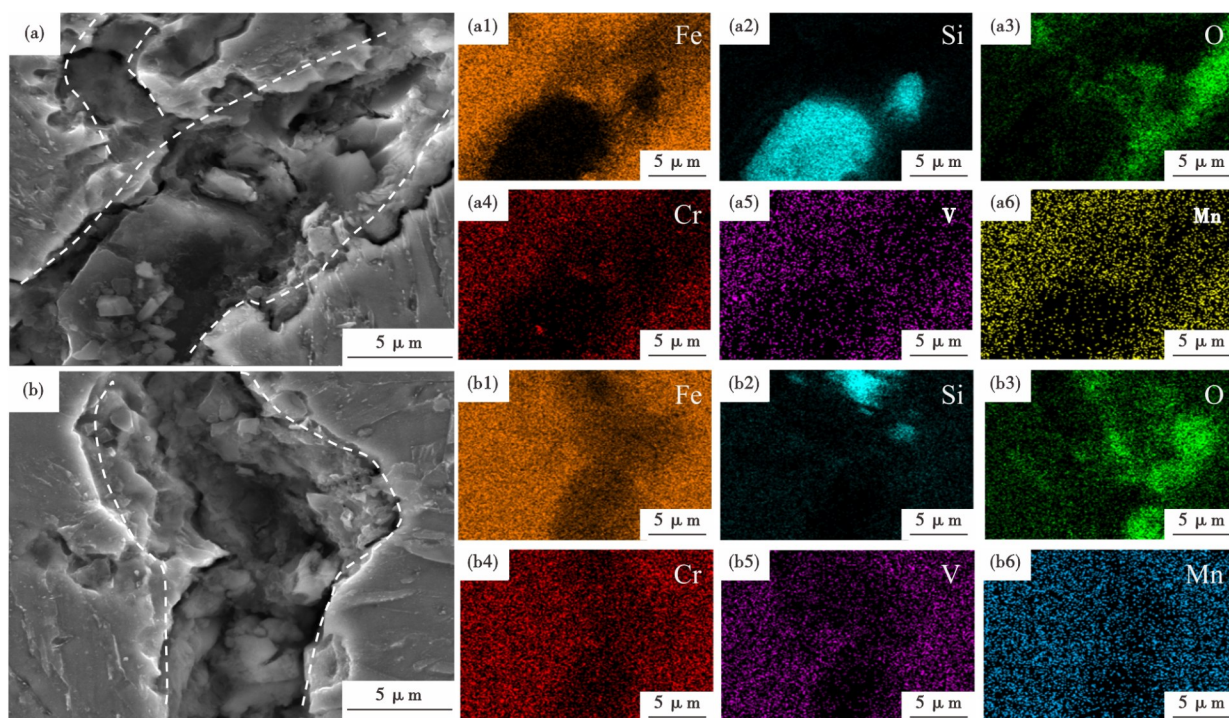


图7 改性H13热作模具钢不同工艺处理后热疲劳裂纹形貌及元素分布:(a) 1 050 °C淬火+610 °C回火试样热疲劳裂纹形貌,(a1-a6) 1 050 °C淬火+610 °C回火试样热疲劳裂纹元素分布,(b) 1 050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火+610 °C回火试样热疲劳裂纹形貌,(b1-b6) 1 050 °C淬火+730 °C碳化物预析出+930 °C临界淬火+610 °C回火试样热疲劳裂纹元素分布

Fig. 7 Morphology and elemental distribution of thermal fatigue cracks in modified H13 hot-work die steel with different heat treatment processes: (a) thermal fatigue crack morphology of the sample subjected to 1 050 °C quenching and 610 °C tempering, (a1 - a6) elemental distribution of thermal fatigue cracks in the sample subjected to 1 050 °C quenching and 610 °C tempering, (b) thermal fatigue crack morphology of the sample subjected to 1 050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, 930 °C critical quenching and 610 °C tempering, (b1 - b6) elemental distribution of thermal fatigue cracks in the sample subjected to 1 050 °C quenching, 730 °C carbide pre-precipitation, 930 °C critical quenching and 610 °C tempering

3 结论

1)碳化物预析出临界淬火工艺能够显著细化改性H13热作模具钢原奥氏体晶粒和马氏体板条组织,晶粒尺寸由126.9 μm降至36.3 μm,板条宽度由1.23 μm减小至0.54 μm。其机制在于细小弥散碳化物对奥氏体晶界的钉扎作用及对奥氏体再形核的促进作用。

2)在610、700 °C长时间回火过程中,两种工艺试样均发生碳化物回溶与粗化,但预析出临界淬火

试样碳化物尺寸更小、分布更均匀,粗化速率明显降低,表现出更优的组织稳定性。

3)两种热处理试样在回火过程中均呈现“先快后缓”的两阶段软化规律。预析出临界淬火试样具有更优异的回火稳定性和抗软化能力,700 °C高温回火条件下软化速率约为常规淬火试样的二分之一。

4)热疲劳试验表明,经碳化物预析出-临界淬火处理后,试样在1 000次热循环后的裂纹数量及平均裂纹长度显著降低,裂纹扩展路径更为曲折,裂纹扩展速率得到有效抑制。

参考文献

- [1] 谢奕心,程晓农,鞠玉琳,等. H13及H13改进型热作模具钢热处理过程中碳化物析出演化行为研究进展[J]. 材料导报, 2023, 37(23): 173-180.
- [2] Wu B Y, Liu M C, Dai S Y, et al. A dislocation density-based crystal plasticity finite element analysis of cyclic softening behavior of AISI H13 steel under isothermal fatigue[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2026, 334: 111870.
- [3] 王逸峰,吴博雅,吴晓春. 淬火冷速对PH13压铸模具钢热疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2026, 51(1): 87-95.
- [4] Wang X J, Yu H, He S B. Effect of homogenization treatment on microstructure, dendritic segregation, and primary carbides in H13 steel[J]. Materials, 2025, 18(20): 4785.

- [5] 许书洋, 左鹏鹏, 吴晓春. 硬度对 H13 热作模具钢热疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(8): 18-23.
- [6] 胡连新, 周 健, 刘建雄, 等. 淬火冷速对 H13 模具钢组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(9): 123-128.
- [7] Chen H L, Li S C, Ren Y P, et al. Thermo-mechanical fatigue behavior and damage mechanisms under different mechanical strain amplitudes in H13 steel [J]. International Journal of Fatigue, 2025, 193: 108805.
- [8] Zhu Z., Ning H., Zuo P., et al., Effect of strain amplitude on the isothermal fatigue behavior of H13 hot work die steel [J]. Chinese Journal of Engineering, 2021, 43(5): 656-662.
- [9] Amirabdollahian S, Deirmina F, Pellizzari M, et al. Tempering behavior of a direct laser deposited hot work tool steel: Influence of quenching on secondary hardening and microstructure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 814: 141126.
- [10] 朱振强, 宁 辉, 左鹏鹏, 等. 应变幅对 H13 热作模具钢等温疲劳行为的影响[J]. 工程科学学报, 2021, 43(5): 656-662.
- [11] 左鹏鹏, 吴晓春, 曾 艳, 等. 基于应变控制的 4Cr5MoSiV1 热作模具钢热机械疲劳行为[J]. 工程科学学报, 2018, 40(1): 76-83.
- [12] Feng H, Wang H J, Li H B, et al. Softening behavior and hardness prediction of H13 hot-work die steel during isothermal tempering [J]. Steel Research International, 2024, 95: 2300251.
- [13] Wang Y Z, Ren X P, Hou Z H, et al. Optimization of heat treatment process and strengthening - toughening and mechanism for H13 steel [J]. Metals, 2025, 15(10): 1101.
- [14] 魏鑫鸿. 淬火 & 配分处理对 H13 热作模具钢组织及热疲劳性能的影响 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2022.
- [15] Hosseiniou H, Shakeri M, Abdelghany A W, et al. Tailoring microstructure and mechanical properties of additively manufactured H13 tool Steel: Influence of build orientation and tempering treatments [J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 942: 148708.
- [16] Ding H N, Luo R, Liu T, et al. Evolution mechanisms of microstructure and mechanical properties in spray-formed H13 during isothermal quenching near Ms and subsequent tempering [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 39: 4398-4413.
- [17] 何文超, 李志敏, 张 旭, 等. 贝氏体等温淬火对 H13 热作模具钢组织及热疲劳性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2021, 42(5): 81-87.
- [18] 李洋城, 程晓农, 罗 锐, 等. 热疲劳对 B/M 复相 H13 钢组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(8): 17-21.
- [19] Li D H, He W C, Zhang X, et al. Effects of traditional heat treatment and a novel deep cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of low-carbon high-alloy martensitic bearing steel [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2021, 28(3): 370-382.
- [20] Gecu R. Combined effects of cryogenic treatment and tempering on microstructural and tribological features of AISI H13 steel [J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 292: 126802.
- [21] Li J, Zhang X, Bu H Y, et al. Effects of deep cryogenic treatment on the microstructure evolution, mechanical and thermal fatigue properties of H13 hot work die steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 8100-8118.
- [22] 麻梦梅, 雷大俊. H13 钢热处理工艺及研究现状 [J]. 热处理技术与装备, 2023, 44(1): 13-16.
- [23] 薛小龙, 张昊轩, 王 建, 等. 新型热作模具钢热动力学分析及合金优化设计研究 [J]. 热加工工艺, 2025, 54(24): 121-126.
- [24] Wang H J, Feng H, Li H B, et al. Nitrogen-substituting carbon significantly improves softening resistance of H13 hot-work die steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2024, 55(6): 1916-1931.
- [25] 杨成康. 新型热作模具钢微观组织调控与性能优化 [D]. 镇江: 江苏大学, 2021.
- [26] Zhang S S, Li M Q, Liu Y G, et al. The growth behavior of austenite grain in the heating process of 300M steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(15): 4967-4972.
- [27] Zhou W J, Zhu J, Zhang Z H. Austenite grain growth behaviors of La-microalloyed H13 steel and its effect on mechanical properties [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(9): 4662-4673.
- [28] 陈英伟, 吴晓春, 宋雯雯, 等. 含铌热作模具钢中碳化物的演变对热稳定性的影响[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(5): 75-80.
- [29] 王晓俊. 热作模具钢在回火及低周疲劳过程中的组织演变 [D]. 大连: 大连海事大学, 2004.
- [30] 计天予, 吴晓春. 新型热作模具钢 SDH3-Mod 的热稳机理研究 [J]. 材料科学与工艺, 2014, 22(6): 29-35.
- [31] 岳 斌, 陈欣钰, 左鹏鹏, 等. 高温扩散退火对 4Cr5Mo2V 热作模具钢液析碳化物溶解行为和晶粒度的影响[J]. 机械工程材料, 2025, 49(9): 63-70.
- [32] Zhang J X, Tang M L, Yue J S, et al. A novel heat treatment strategy based on quenching and carbides preprecipitation and subsequent critical quenching to improve the thermal fatigue performance of AISI H13 tool steel [J]. Steel Research International, 2023, 94(7): 2200834.
- [33] Yuan J, Li S H, Wang T F, et al. Quantitative modeling of tempering softening behavior in Cr-Mo-V hot-work die steels: A combined experimental and JMA kinetics approach [J]. Materials Characterization, 2025, 230: 115812.
- [34] 邓俊杰, 周 健, 刘建雄, 等. 钼含量对 4Cr5MoV 热作模具钢冷热疲劳性能的影响[J]. 机械工程材料, 2022, 46(4): 48-55.
- [35] 刘阳光, 李奉雨, 满 达, 等. 热疲劳温度对 25Cr3Mo3NiNb 钢裂纹扩展的影响[J]. 材料研究学报, 2026, 40(4): 274-284.
- [36] Klobčar D, Kosec L, Kosec B, et al. Thermo fatigue cracking of die casting dies [J]. Engineering Failure Analysis, 2012, 20: 43-53.
- [37] Salem M, Le Roux S, Dour G, et al. Effect of aluminizing and oxidation on the thermal fatigue damage of hot work tool steels for high pressure die casting applications [J]. International Journal of Fatigue, 2019, 119: 126-138.
- [38] Hu X B, Li L, Wu X C, et al. Coarsening behavior of M23C6 carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium [J]. International Journal of Fatigue, 2006, 28(3): 175-182.