

DOI: 10.11973/jxgccl202208018

焊前和焊后淬回火对 SDDVA 钢堆焊层回火稳定性和抗热熔损性能的影响

吴少君^{1,2}, 郭鹏^{1,2}, 李玲^{1,2}, 左鹏鹏^{1,2}, 吴晓春^{1,2}

(上海大学 1. 材料科学与工程学院, 2. 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

摘要: 对 SDDVA 钢进行钨极氩弧堆焊和淬回火处理, 研究了焊前和焊后淬回火工艺对堆焊层回火稳定性和抗热熔损性能的影响。结果表明: 2 种工艺下堆焊层的组织均为回火马氏体, 但是焊后淬回火工艺下堆焊层中析出了更多弥散分布的碳化物且组织更细小, 马氏体组织更稳定; 焊后淬回火工艺下堆焊层经 600 °C × 48 h 回火后的硬度降低幅度仅为 10.2%, 小于焊前淬回火工艺的 30.4%; 在 700 °C 铝液熔损试验中, 焊前淬回火工艺下堆焊层的熔损质量损失大于焊后淬回火工艺, 界面层的厚度较大, 堆焊层与铝液的反应更加剧烈; 焊后淬回火工艺下堆焊层具有更优异的回火稳定性和抗热熔损性能。

关键词: SDDVA 钢; 淬回火; 堆焊层; 回火稳定性; 抗热熔损性能

中图分类号: TG142

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2022)08-0109-08

Effect of Pre- and Post-Weld Quenching and Tempering on Tempering Stability and Hot Melting Loss Resistance of Surfacing Layer of SDDVA Steel

WU Shaojun^{1,2}, GUO Peng^{1,2}, LI Ling^{1,2}, ZUO Pengpeng^{1,2}, WU Xiaochun^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, 2. State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: SDDVA steel was treated by tungsten argon arc surfacing and quenching and tempering. The effect of pre- and post-weld quenching and tempering on tempering stability and hot melting loss resistance of the surfacing layer was studied. The results show that the microstructure of the surfacing layer was tempered martensite under two processes. There were more dispersed carbides precipitated from the surfacing layer under post-weld quenching and tempering process, and the microstructure was smaller; the martensite structure was more stable. The hardness reduction of the surfacing layer under post-weld quenching and tempering process after tempering at 600 °C for 48 h was only 10.2%, which was less than 30.4% of the surfacing layer under pre-weld quenching and tempering process. In the molten aluminum melting loss test at 700 °C, the melting loss mass loss of the surfacing layer under pre-weld quenching and tempering process was greater than that under the post-weld quenching and tempering process, the thickness of the interface layer was larger, and the reaction between the surfacing layer and liquid aluminum was more severe. The surfacing layer under post-weld quenching and tempering process had better tempering stability and hot melting loss resistance.

Key words: SDDVA steel; quenching and tempering; surfacing layer; tempering stability; hot melting loss resistance

0 引言

SDDVA 钢是一种具有高强韧性和良好高温性能的压铸模具钢^[1], 目前国内外对于该钢的研究主要集中在其热处理工艺和使用性能^[2]等方面。在

收稿日期: 2021-06-04; 修订日期: 2022-07-13

基金项目: 国家重点研发计划项目(2016YFB0300404)

作者简介: 吴少君(1996—), 男, 江苏南通人, 硕士研究生

导师: 吴晓春教授

SDDVA 钢模具加工过程中可能会出现尺寸过小而使模具无法正常使用的问题,而堆焊因具有适用性广、设备价格相对较低、操作简单等优点,被认为是一种优越的模具修复方法,通过堆焊并机加工可以使模具恢复正常尺寸,从而极大降低生产成本。生产压铸模具所用 SDDVA 钢的热处理态为退火态,在模具使用前需要对其进行淬回火处理,可采用 2 种工艺对模具进行堆焊修复,一种是退火态母材先堆焊再淬回火,另一种是退火态母材先淬回火再堆焊^[3]。

压铸模具在使用过程中会接触高温金属,反复的升降温使模具处于频繁的回火过程,且在一定范围内回火保温时间越长,模具的硬度越低。可知模具钢需要具有优异的抵抗回火软化的能力,即回火稳定性,该性能是评价模具钢质量的重要指标。研究^[4-7]表明,在回火保温过程中,碳化物的粗化程度、二次碳化物的析出强化和稳定程度是影响回火稳定性的重要因素。抗热熔损性能也是评价模具钢质量的重要指标。SDDVA 钢应用于铝合金压铸模具时,会因热熔损导致模具质量损失^[8],造成模具无法使用,从而提高模具的使用成本。近年来,诸多学者已对模具钢的热熔损行为展开了探索,研究的热点主要是 Fe-Al 界面反应及合金元素的扩散情况,熔损后界面层的形貌和尺寸反映抗热熔损性能的优劣^[9-11]。目前,有关回火稳定性和抗热熔损性能的研究大部分集中在母材上,堆焊修复模具后堆焊层和母材组织和性能存在较大差异,堆焊及热处理工艺决定了堆焊层质量,但是有关上述 2 种堆焊及热处理工艺对堆焊层回火稳定性和抗热熔损性能影响方面的研究较少。因此,作者对退火态 SDDVA 钢进行先堆焊再淬回火和先淬回火再堆焊的 2 种工艺处理,研究了堆焊层在 600 °C 回火后的回火稳定性以及在 700 °C 铝液中的抗热熔损性能,以期 SDDVA 钢堆焊工艺的选择提供试验参考。

1 试样制备与试验方法

母材为厚度 15 mm 的退火态 SDDVA 钢板,堆焊材料选用直径 1.6 mm 的 Dievar 焊丝,母材和焊丝的化学成分如表 1 所示。堆焊前在母材表面用线切割方法加工出 U 形坡口,用角磨机将坡口表面打磨光滑去除线切割痕迹,并对坡口进行抛光处理。2 种堆焊及淬回火工艺流程如图 1 所示,其中堆焊工艺:将母材放置在真空炉中进行 350 °C 保温 2 h 的

预热处理,采用钨极氩弧焊以多层多道焊的方法进行堆焊,堆焊试样的截面尺寸及堆焊方法如图 2 所示,堆焊试样的长度为 450 mm,打底层选用 70~90 A 焊接电流,填充层选用 110~130 A 焊接电流,氩气流量为 15 L·min⁻¹;每层堆焊完成后,通过锤击法消除焊后残余应力;堆焊时层间温度控制在 150 °C 左右,堆焊完成后立刻放入炉中进行 550 °C 保温 2 h 的焊后去应力处理。

表 1 母材和焊丝的化学成分

Table 1 Chemical composition of base metal and welding wire

材料	质量分数/%								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
SDDVA 钢	0.38	0.27	0.36	0.010	0.002	4.99	2.43	0.55	余
Dievar 焊丝	0.27	0.24	0.39	0.008	0.002	5.00	2.35	0.53	余

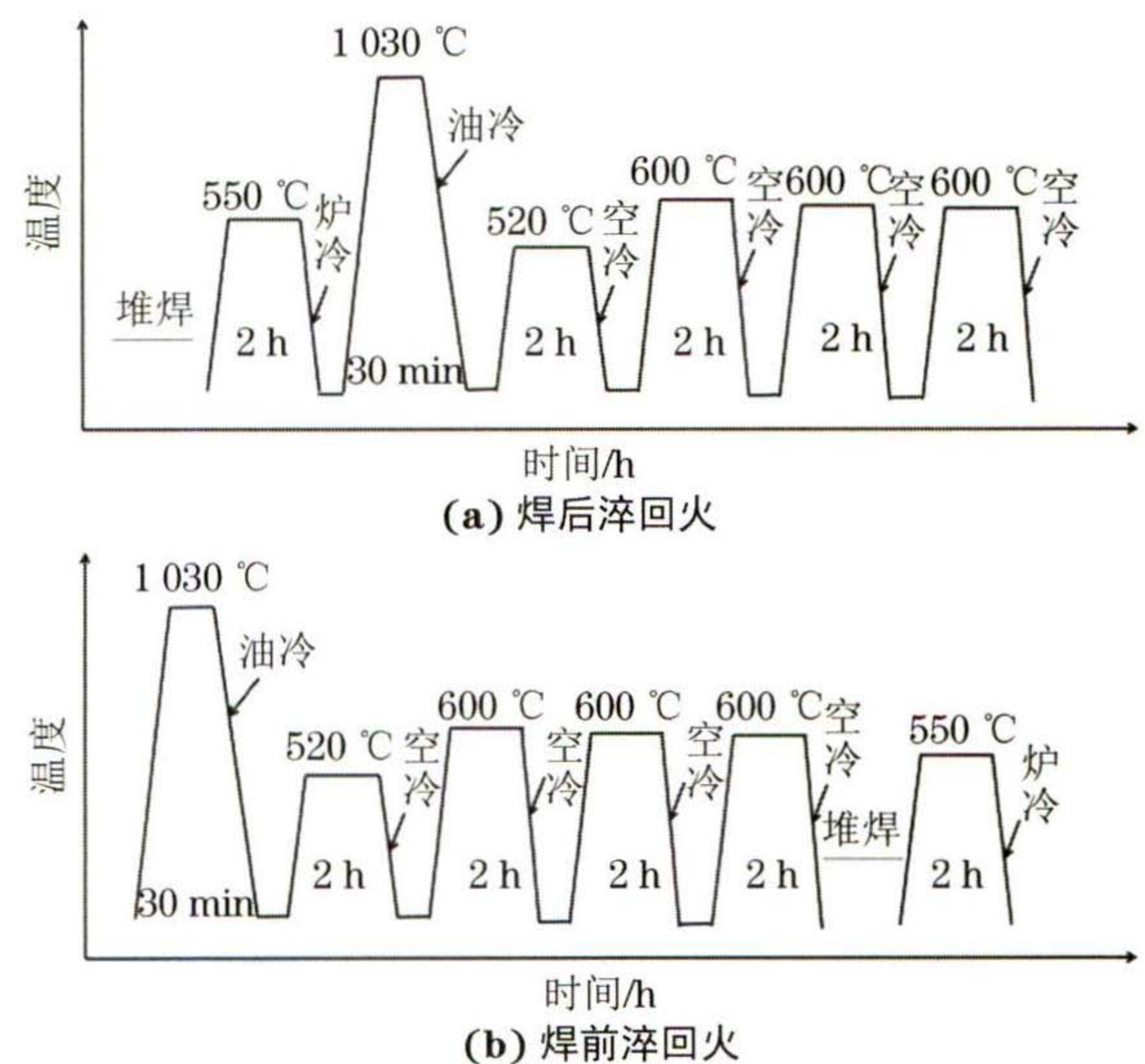


图 1 不同堆焊及热处理工艺流程示意

Fig. 1 Flow diagram of different surfacing and heat treatment processes: (a) post-weld quenching and tempering and (b) pre-weld quenching and tempering

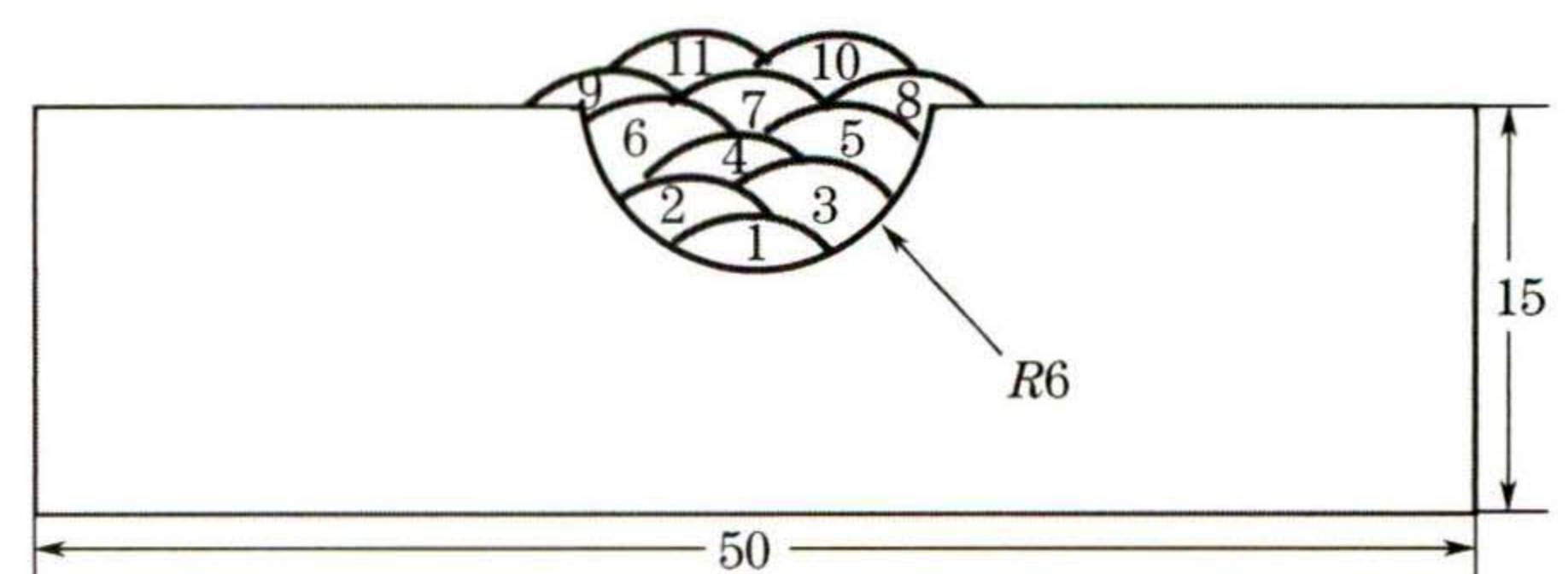


图 2 堆焊试样的截面尺寸及堆焊方法示意

Fig. 2 Schematic of section dimension and surfacing method of surfacing sample

堆焊及淬回火完成后将堆焊层表面打磨光滑,沿堆焊方向以堆焊层为中心各切取一组尺寸为 15 mm×10 mm×15 mm 的回火稳定性试样。将试样放入箱式炉中在 600 °C 下分别保温 0, 2, 4, 8,

12,16,24,32,48 h后,将堆焊层截面打磨、抛光并用体积分数4%硝酸酒精溶液腐蚀后,用HVS-1000M型维氏硬度计对距堆焊层表面2 mm同一位置处的硬度进行测试,载荷为1.96 N,保载时间为15 s,为了便于比较,将维氏硬度换算为洛氏硬度;采用ZeissSupra-40型扫描电子显微镜(SEM)观察回火稳定性试验前后同一位置处堆焊层的组织,用扫描电镜自带的能谱仪(EDS)对碳化物进行微区成分分析。采用线切割方法自距堆焊层表面1 mm处切取直径为11 mm的圆棒试样,通过车削加工成如图3所示的熔损试样,试样中直径为9 mm的部分为夹持端,直径为10 mm的部分为在铝液中冲

刷部分,为了模拟实际堆焊后的服役工况,将堆焊层的上表面作为铝液的冲刷面。将试样在700 °C的ADC12铝液(化学成分见表2)中以 $120 \text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$ 的速度旋转,旋转半径为25 mm,旋转时堆焊层表面与旋转方向相切,旋转10,20,30,40 min后取出试样,采用饱和NaOH溶液洗去黏附在试样上的铝合金,采用精度为0.01 g的电子天平称取试验前后试样的质量,得到不同熔损时间下的质量损失,用VHX-600型超景深显微镜观察熔损表面形貌;保留一组黏铝熔损试样沿截面切开制成金相试样,通过ZeissSupra-40型扫描电子显微镜分析熔损界面形貌,用扫描电镜自带的能谱仪对熔损界面进行微区成分分析。

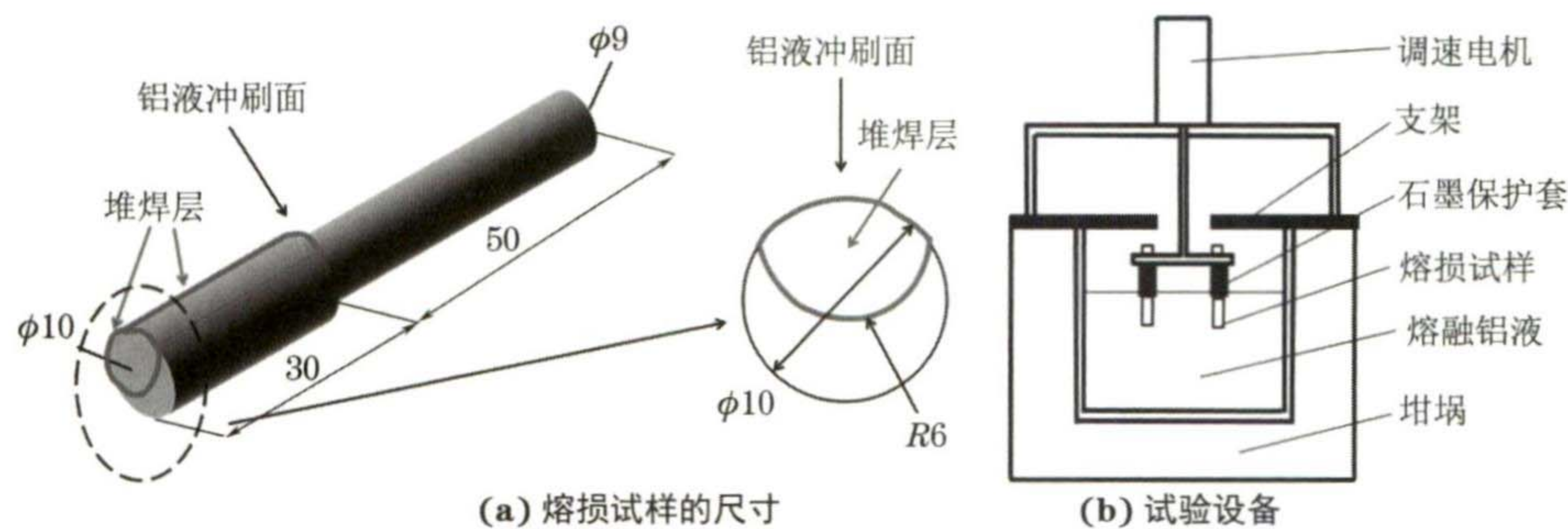


图3 熔损试样的尺寸及试验设备示意

Fig.3 Schematic of melting loss sample dimension (a) and test equipment (b)

表2 ADC12铝合金的化学成分

Table 2 Chemical composition of ADC12 aluminum alloy

元素	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Pb	Sn	Al
质量分数	1.74	0.22	0.16	0.76	10.7	0.87	0.064	0.035	0.010	余

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

由图4可以看出:焊态堆焊层组织为淬火马氏体和铁素体组成的骨骼状组织,同时还存在细小的碳化物^[12];经淬回火后堆焊层形成了稳定的细小回

火马氏体组织,同时析出了较多长针状和细小球状碳化物。焊态枝晶间会存在严重的微观偏析,经过淬火处理后可消除部分微观偏析并溶解部分粗大的碳化物^[13],因此回火后堆焊层形成了更加均匀的组织;焊前淬回火工艺下堆焊层中马氏体经去应力处理后发生了回复和再结晶,枝晶间析出了球状碳化物。组织为马氏体的堆焊层在550 °C去应力处理时,其渗碳体会大量溶解,由于在堆焊过程中堆焊层中溶入了大量铬、钼、钒合金元素,回火后会析出细小的碳化物^[14]。对比3种状态的组织发现:焊态堆焊层的组织为铁素体和淬火马氏体,组织状态极不

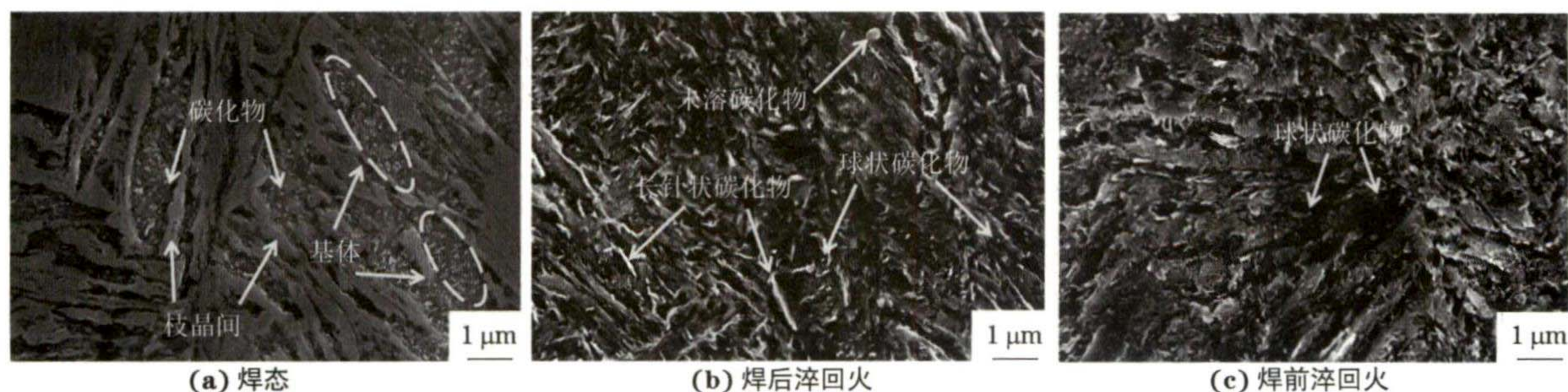


图4 不同工艺下堆焊层的SEM截面形貌

Fig.4 SEM section morphology of surfacing layer under different processes: (a) welding state; (b) post-weld quenching and tempering and (c) pre-weld quenching and tempering

稳定;焊后淬回火和焊前淬回火工艺下堆焊层组织均为回火马氏体,但是焊后淬回火工艺下堆焊层中析出了更多弥散分布的碳化物且组织更加细小,因此马氏体组织更加稳定。此外,焊后淬回火工艺下堆焊层组织中存在明显的未溶碳化物,这是因为焊后淬回火工艺下堆焊层的回火时间更长,未溶碳化物更容易长大。

2.2 回火稳定性

由图 5 可知,焊后淬回火和焊前淬回火工艺下堆焊层的初始硬度分别为 42.1, 51.7 HRC, 堆焊层的硬度主要与其组织密切相关^[15]。焊后淬回火工艺下堆焊层的组织为稳定的回火马氏体组织,更趋近于使用态(淬回火态)SDDVA 钢母材,而焊前淬回火工艺下堆焊层的组织为经过回复和再结晶的非稳态回火马氏体,大部分合金元素依然固溶在马氏体基体中,因此堆焊层具有较高的硬度。经过和母材相同的工艺淬回火后,焊后淬回火工艺下堆焊层的硬度却低于母材(44~46 HRC),结合表 1 的化学成分分析发现焊丝的碳含量低于母材,碳含量的降低会减弱碳元素的固溶强化和碳化物的析出强化作用,因此淬回火后的硬度会略有降低^[16]。在 600 °C 保温时,焊后淬回火和焊前淬回火工艺下堆焊层的硬度均随着保温时间的延长而逐渐降低,且在 0~12 h 内下降较快,保温 12 h 后的硬度分别降低到 39.2, 39.3 HRC,降低幅度分别为 6.7% 和 24.2%,可以看出在 0~12 h 的回火前期,虽然焊后淬回火工艺下堆焊层的硬度较低,但是表现更好的回火稳定性。随着保温时间的继续延长,二者的硬度降低趋势变缓,且焊后淬回火工艺下堆焊层的硬度较高,保温 48 h 后焊后淬回火和焊前淬回火工艺下的硬度分别降低至 37.8, 36 HRC,与试验前相比,硬度降低幅度分别为 10.2% 和 30.4%。可知,在 600 °C 保温条件下,焊后淬回火工艺下堆焊层具有更好的回火稳定性。

回火稳定性主要与回火过程中马氏体板条的粗化和碳化物的析出有关^[17],为了深入研究堆焊层在回火过程中的组织演变情况,选取保温 8, 16, 32 h 后堆焊层的显微组织进行分析。由图 6 可以看出:600 °C 保温 8 h 后堆焊层的板条状马氏体形貌比回火稳定性试验前更清晰,焊后淬回火工艺下堆焊层马氏体板条错乱分布,而焊前淬回火工艺下堆焊层马氏体板条有明显的择优取向,这是因为焊后淬回火处理使马氏体板条块分解并增大了大角度晶界比例^[18];保温 8 h 后焊后淬回火工艺下堆焊层中析出

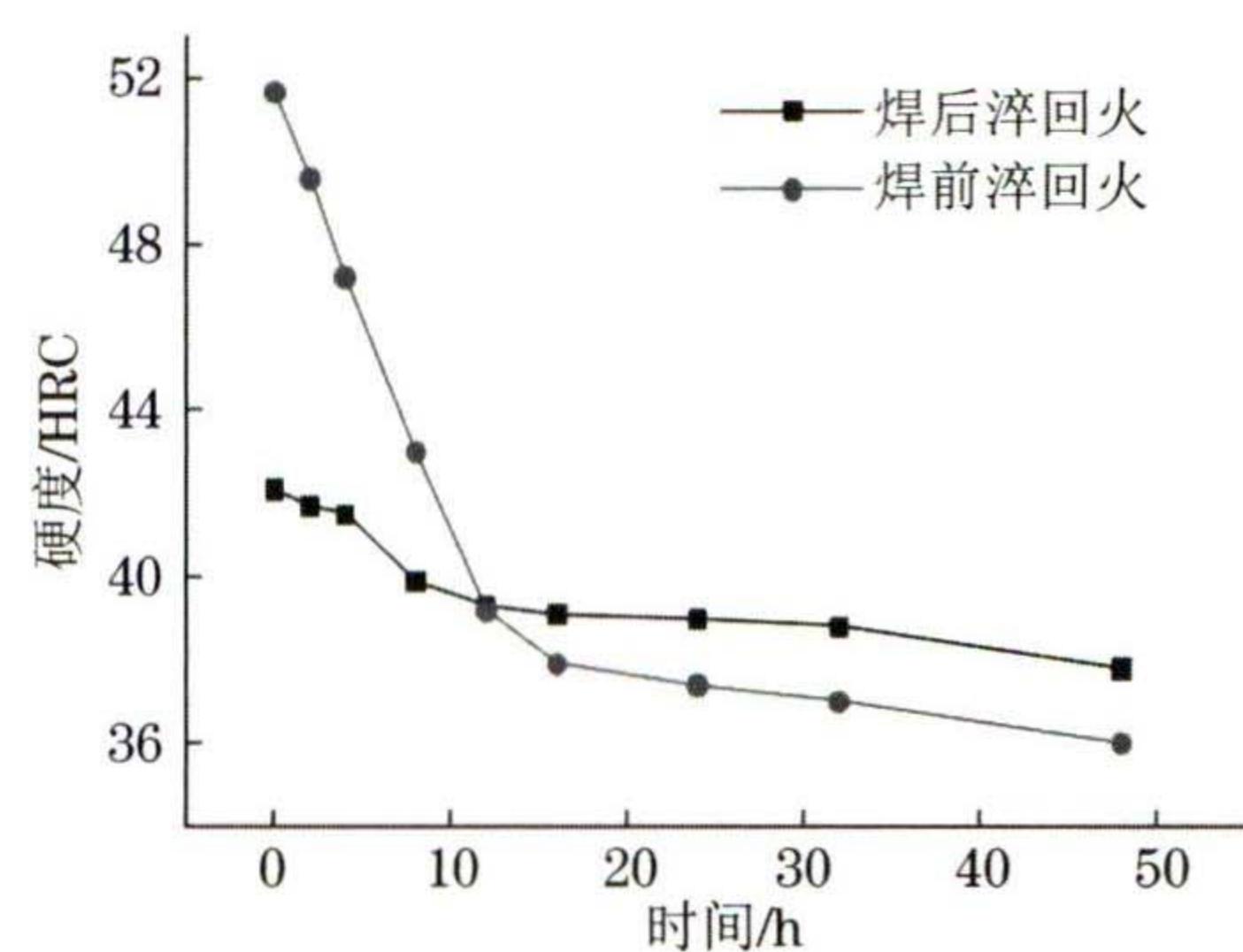


图 5 不同工艺下堆焊层同一位置处的硬度随 600 °C 保温时间的变化曲线

Fig. 5 Curves of hardness of the same position in surfacing layer under different processes vs holding time of 600 °C

了更多的针状和球状二次碳化物,焊前淬回火工艺下马氏体板条间析出了细小的球状碳化物,2 种堆焊层晶界附近均发现了未溶碳化物,与回火稳定性试验前相比,未溶碳化物明显粗化,碳化物的粗化导致二者的硬度均有所下降;由于焊前淬回火工艺下堆焊层板条马氏体处于非稳态,合金元素固溶强化作用更明显,因此此时堆焊层的硬度高于焊后淬回火工艺下。600 °C 保温 16 h 后 2 种堆焊层的晶界和晶内均析出了大量的碳化物,且晶界处碳化物发生聚集;此时焊前淬回火工艺下堆焊层组织已形成了稳定的回火马氏体,马氏体板条宽化,晶粒粗大,与焊后淬回火工艺下相比,堆焊层中弥散析出的碳化物数量较少,马氏体板条较宽,晶粒尺寸较大,根据霍尔佩奇公式可知此时堆焊层的强度较低,即说明硬度也较低;与保温 8 h 相比,保温 16 h 后焊前淬回火工艺下堆焊层的马氏体板条特征明显退化,表明此时合金元素基本脱溶,组织已充分回复,且析出的细小碳化物会阻碍晶粒进一步长大,因此此时堆焊层的硬度降低趋势变缓。保温 32 h 后 2 种堆焊层的晶粒均明显长大,马氏体板条束宽化,碳化物比例增加,且晶界附近的碳化物主要为铬系和钼系碳化物,经过长时间回火后晶界附近的碳化物聚集粗化,硬度大幅度降低;焊前淬回火工艺下堆焊层的马氏体板条宽化程度比焊后淬回火工艺下堆焊层严重,同时焊后淬回火工艺制备堆焊层中析出更多细小而弥散的二次碳化物颗粒,阻碍晶粒的长大,因此保温 32 h 后焊前淬回火工艺下堆焊层的硬度仍低于焊后淬回火工艺下的堆焊层。综上,与焊前淬回火工艺下堆焊层相比,焊后淬回火工艺下堆焊层中碳化物析出现象更明显,马氏体回复程度更小,堆焊层具有更优异的回火稳定性。

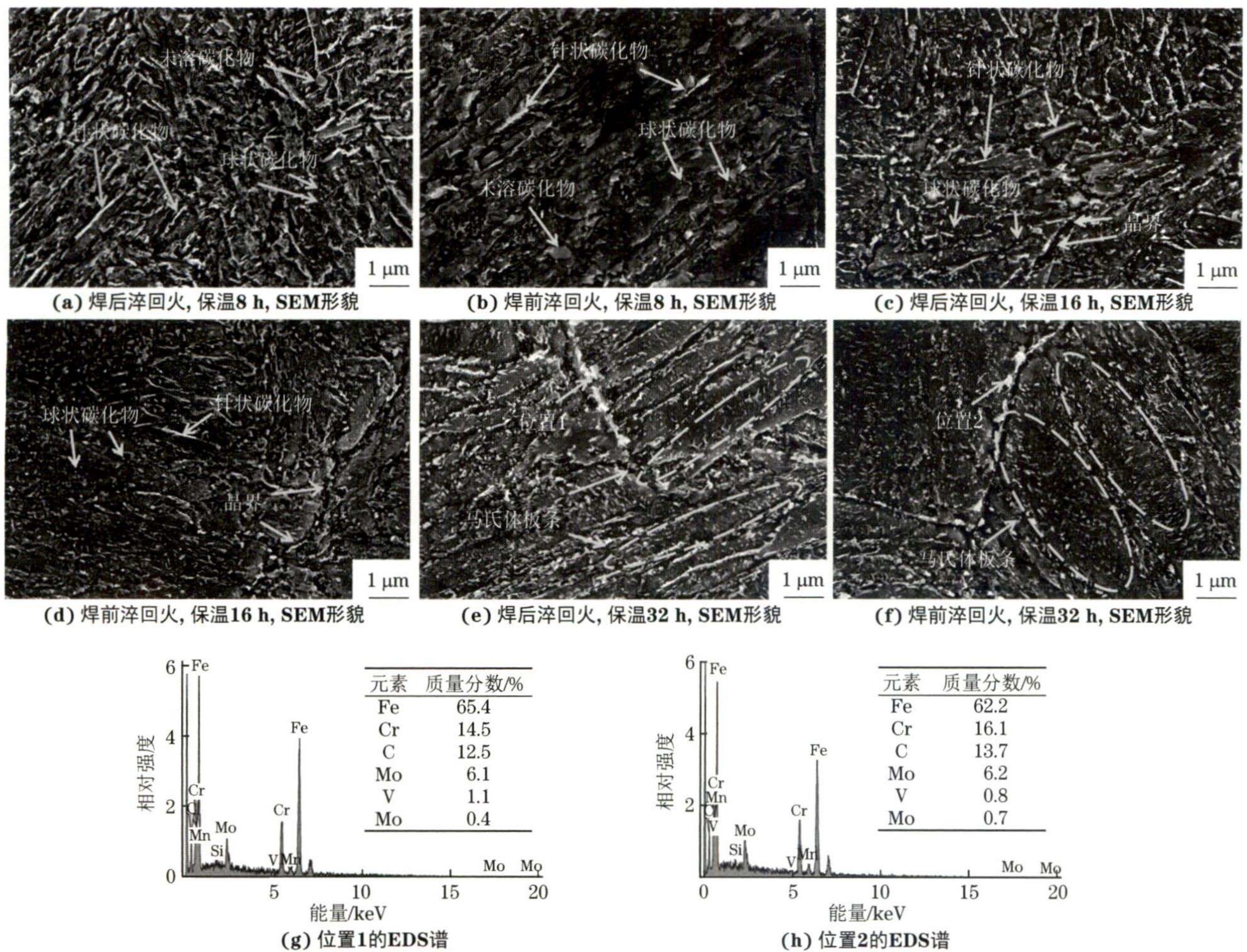


图6 不同工艺下堆焊层在600℃保温不同时间时的SEM形貌和EDS谱

Fig. 6 SEM morphology (a-f) and EDS spectra (g-h) of surfacing layer under different processes holding for different times at 600 °C :

(a, c, e) post-weld quenching and tempering; (b, d, f) pre-weld quenching and tempering; (g) position 1 and (h) position 2

2.3 抗热熔损性能

由图7可以看出:当熔损时间为10 min时,2种堆焊层的熔损质量损失相近,焊前淬回火工艺下堆焊层的熔损质量损失略高于焊后淬回火工艺;随着熔损时间的延长,2种堆焊层的熔损质量损失差值增大,当熔损时间为40 min时,焊前淬回火工艺下堆焊层的熔损质量损失比焊后淬回火工艺堆焊层多1.25 g。可知,焊后淬回火工艺下堆焊层具有更好的抗铝液熔损性能。

由图8可以看出,经过20 min熔损后,2种堆焊层迎铝面均受到了明显的熔蚀,同时迎铝面经过铝液的冲刷而出现严重的剥落现象,且焊前淬回火工艺下堆焊层的剥落程度比焊后淬回火工艺下堆焊层更加明显,剥落区域已从迎铝面延伸到圆柱体3/4位置,因此熔损20 min时的熔损质量损失较大。经过40 min熔损后,2种堆焊层均发生了严重的熔损,迎铝面出现了较大体积的熔损

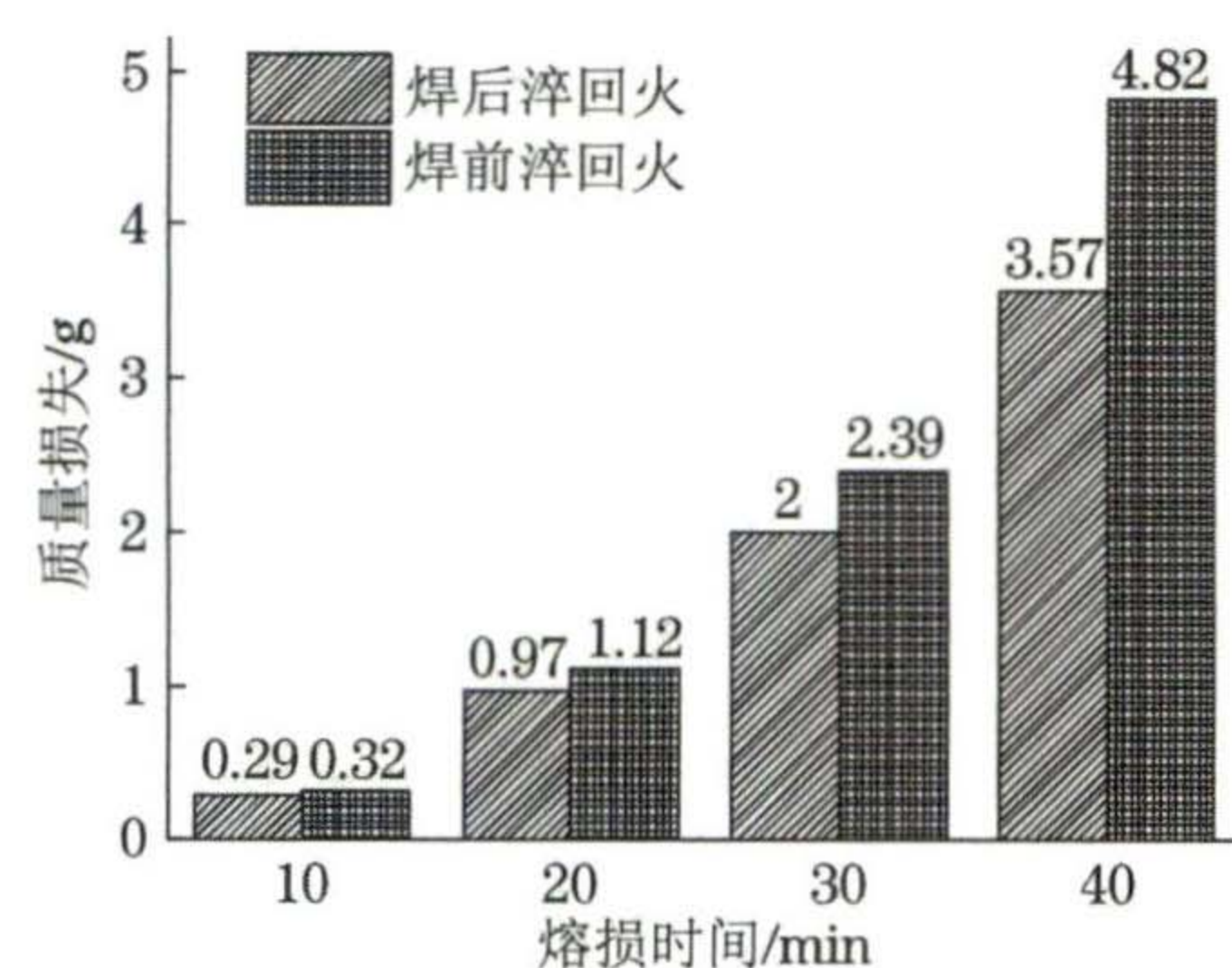


图7 不同工艺下堆焊层在不同熔损时间后的熔损质量损失

Fig. 7 Melting loss mass loss of surfacing layer under different processes at different melting loss time intervals

坑,这是由于堆焊层在铝液中经过长时间的搅拌后与铝液充分接触导致的;焊后淬回火工艺下堆焊层的熔损坑深度较小,因此40 min熔损后其熔损质量损失较小。可知,焊后淬回火工艺下堆焊层具有更优异的抗热熔损性能,与熔损质量损失试验结果吻合。

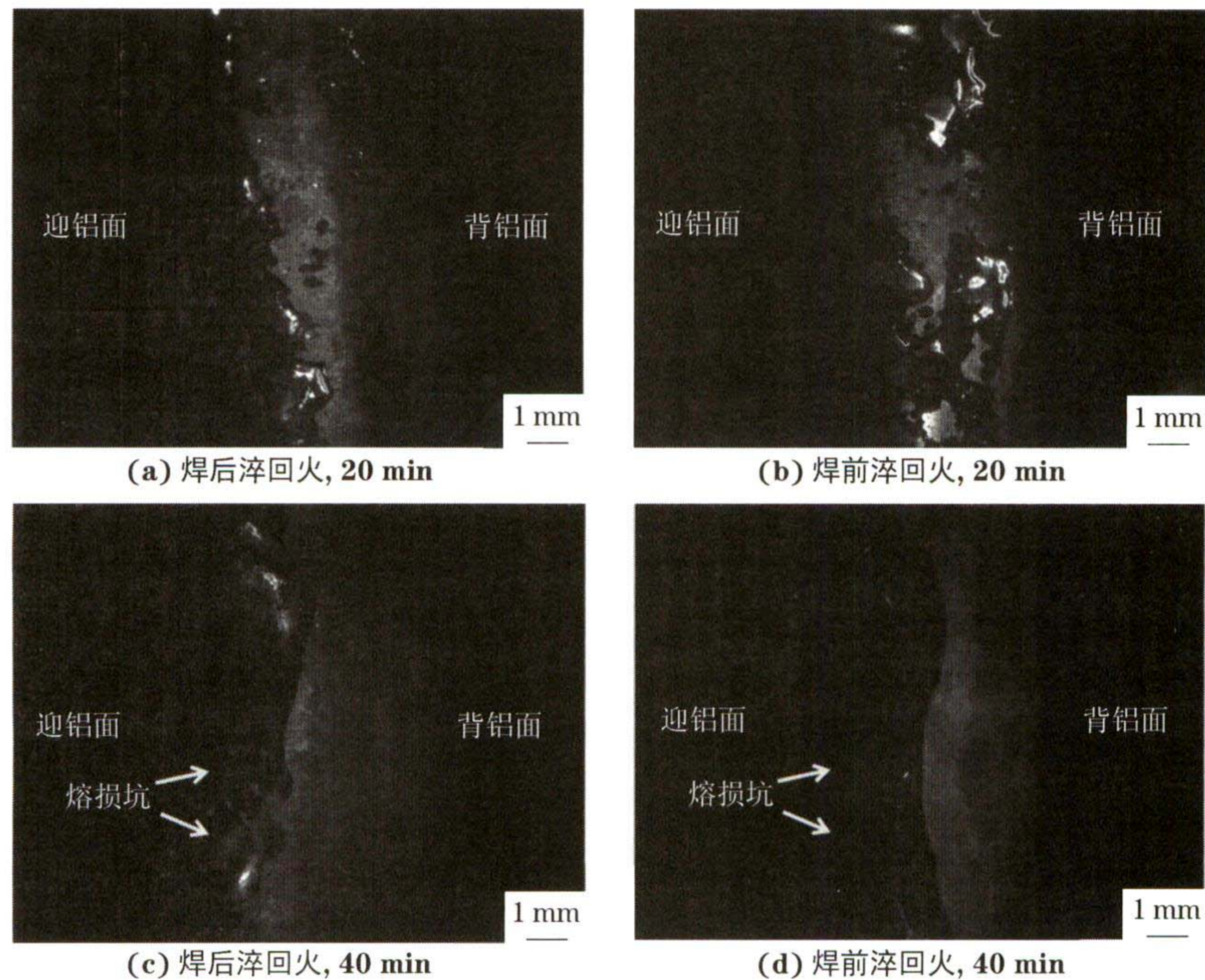


图8 不同工艺下堆焊层在不同熔损时间后的熔损表面形貌

Fig.8 Melting loss surface morphology of surfacing layer under different processes at different melting loss time intervals: (a, c) post-weld quenching and tempering and (b, d) pre-weld quenching and tempering

熔损后的截面形貌能充分反映堆焊层的抗铝液熔损性能,选取熔损 20 min 后黏附铝的堆焊层截面形貌进行观察。由图 9 可以看出:熔损 20 min 后不同工艺下堆焊层截面熔损界面均包括黏附铝层、界面层和堆焊层;界面层分为外层和内层,且外层厚度比内层大,外层和内层均为 Fe-Al-Si 金属间化合物

层,与内层相比,外层中铝含量较高,硅和铁含量较低。外层和内层存在形貌和厚度的差异,这是因为内层在熔损过程中形成了致密化合物层,当其无法继续生长之后便形成了疏松的外层并逐渐向外扩散^[19]。由图 10 可以看出,黏附铝层、界面层、堆焊层中铝含量逐渐降低,铁元素含量逐渐增加,硅元素

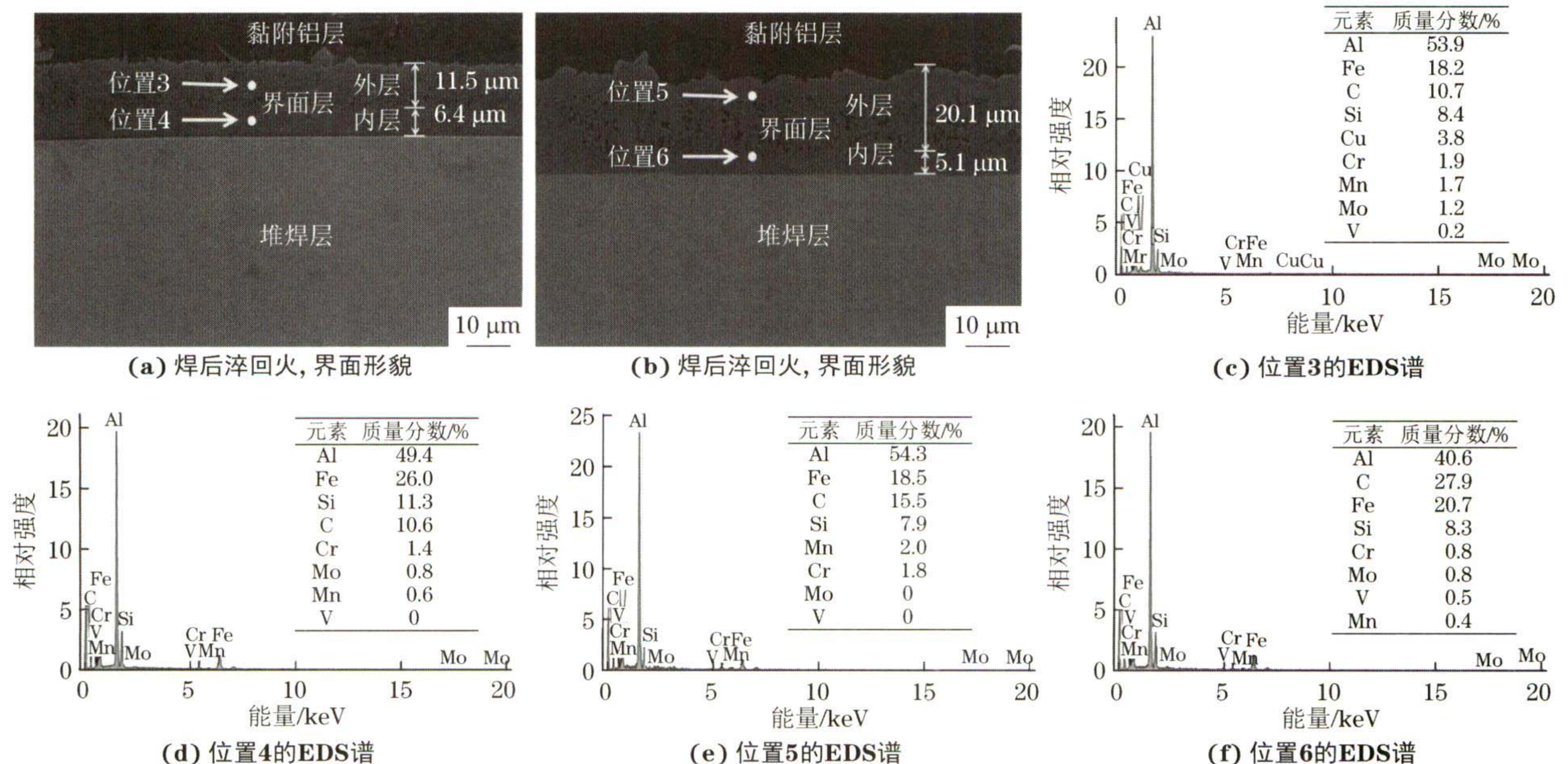


图9 熔损 20 min 后不同工艺下堆焊层截面熔损界面形貌和不同位置的 EDS 谱

Fig.9 Morphology (a-b) of melting loss interface of surfacing layer section under different processes after melting loss for 20 min and EDS spectra of different positions (c-f): (a) post-weld quenching and tempering and (b) pre-weld quenching and tempering

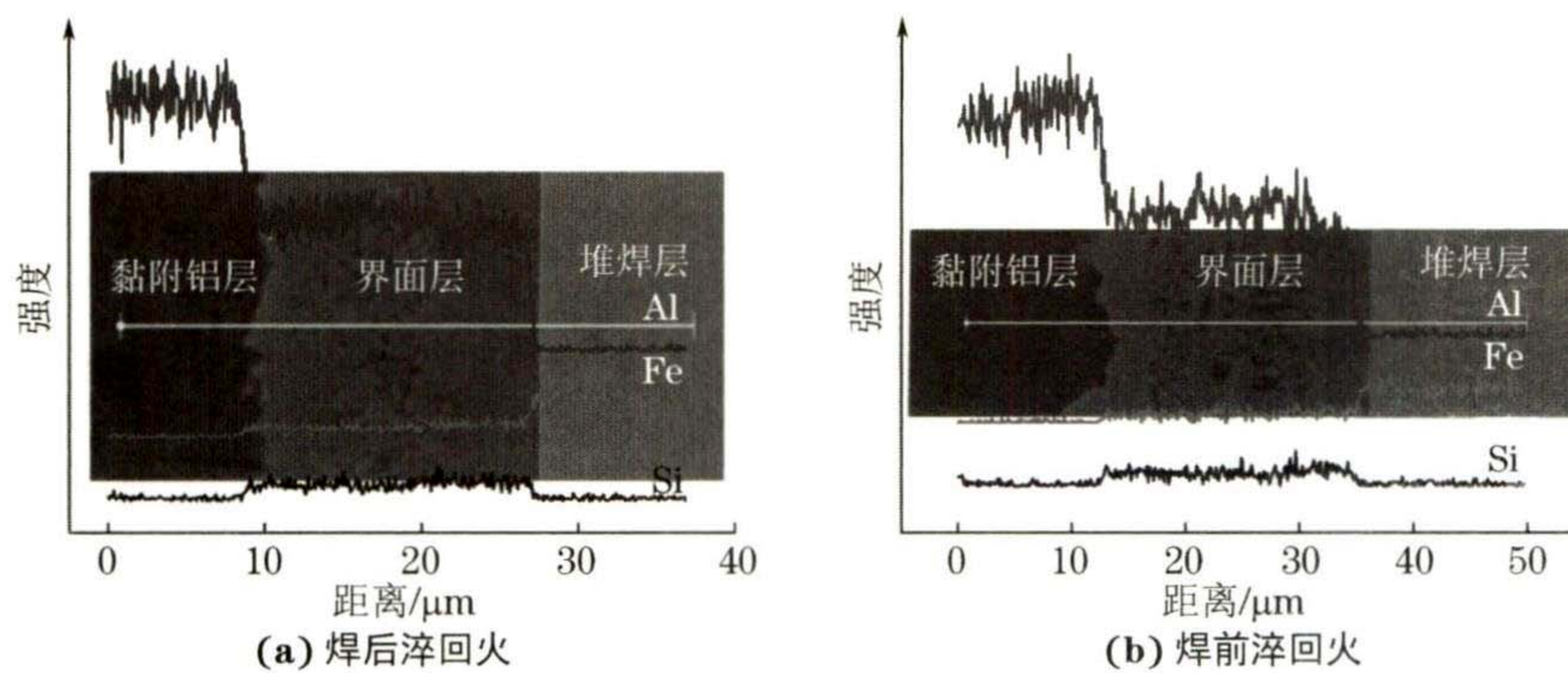


图 10 熔损 20 min 后不同工艺下堆焊层截面熔损界面处的元素线扫描结果

Fig. 10 Element linear scanning results of melting loss interface of surfacing layer section under different processes after melting loss for 20 min: (a) post-weld quenching and tempering and (b) pre-weld quenching and tempering

在界面层存在偏聚,可知堆焊层和黏附铝层发生了铁、铝元素的相互扩散。由于铁向铝中的扩散系数大于铝向铁中的扩散系数^[20],因此熔损界面处铝元素含量的波动比铁元素大。在 Fe-Al 界面反应过程中硅元素容易在金属间化合物层聚集^[21],因此界面层的硅含量明显高于黏附铝层和堆焊层。焊后淬回火和焊前淬回火工艺下堆焊层的界面层厚度分别为 17.9, 25.2 μm ,在熔损过程中界面层的厚度反映了熔损的剧烈程度,可知焊前淬回火工艺下堆焊层与铝液的反应更加剧烈,因此该堆焊层的抗铝液熔损性能较差。焊前淬回火工艺下堆焊层组织更加不稳定,从而极大提高了原子的扩散系数,因此在热熔损过程中,铝在堆焊层表面更容易扩散;焊前淬回火工艺下堆焊层抗回火软化性能差,因此在铝液中保温一定时间后其表面软化程度更严重,软化后的堆焊层在与铝液接触的过程中更容易产生铝黏附现象^[22]。综上,焊前淬回火工艺下堆焊层的熔损程度比焊后淬回火工艺的更严重。

3 结论

(1) 焊态堆焊层的组织为铁素体和淬火马氏体,焊后和焊前淬回火工艺下堆焊层的组织均为回火马氏体,但是焊后淬回火工艺下堆焊层中析出了更多弥散分布的碳化物且组织更加细小,马氏体组织更加稳定。

(2) 在 600 $^{\circ}\text{C}$ 回火过程中,随着保温时间的延长,焊后和焊前淬回火 2 种工艺下堆焊层晶界附近的铬系和钼系碳化物聚集粗化,马氏体板条宽化,硬度降低,但焊后淬回火工艺下堆焊层中析出更多弥散分布的细小二次碳化物,抑制了马氏体板条的宽化,与未回火时相比,600 $^{\circ}\text{C}$ 回火 48 h 后该堆焊层的硬度降低幅度仅为 10.2%,小于焊前淬回火工艺

的 30.4%,表现出更优异的回火稳定性。

(3) 在 700 $^{\circ}\text{C}$ 铝液熔损试验中,堆焊层熔损界面处发生铁、铝元素扩散现象,硅元素在界面层偏聚,焊前淬回火工艺下堆焊层的熔损质量损失大于焊后淬回火工艺堆焊层,界面层的厚度较大,堆焊层与铝液的反应更加剧烈,焊后淬回火工艺下堆焊层具有更优异的抗热熔损性能。

参考文献:

- [1] 夏书文,左鹏鹏,吴晓春. 国内外压铸模具钢发展概述[J]. 模具制造,2017,17(7):93-99.
XIA S W, ZUO P P, WU X C. Development of die-casting die steels at home and abroad[J]. Die & Mould Manufacture, 2017, 17(7): 93-99.
- [2] 冯萧萧,苏钰,李军,等. 热处理工艺对 DIEVAR 热作模具钢组织与性能的影响[J]. 金属热处理,2019,44(2):108-112.
FENG X X, SU Y, LI J, et al. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of DIEVAR hot working die steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(2): 108-112.
- [3] 吴远辉,左鹏鹏,白植雄,等. 淬回火工艺对压铸模具钢 4Cr5Mo2V 强韧性及组织影响[J]. 模具制造,2017,17(6):93-97.
WU Y H, ZUO P P, BAI Z X, et al. Effect of quenching and tempering process on strength, toughness and microstructure of die-casting die steel 4Cr5Mo2V [J]. Die & Mould Manufacture, 2017, 17(6): 93-97.
- [4] 李爽,吴晓春,黎欣欣,等. 钼钨系高导热率热作模具钢高温性能[J]. 材料研究学报,2017,31(1):32-40.
LI S, WU X C, LI X X, et al. High temperature performance of a Mo-W type hot work die steel of high thermal conductivity [J]. Chinese Journal of Materials Research, 2017, 31(1): 32-40.
- [5] 施渊吉,吴晓春,闵娜. Fe-Cr-Mo-W-V 系热作模具钢高温热稳定性机理研究[J]. 材料导报,2018,32(6):930-936.
SHI Y J, WU X C, MIN N. Thermal stability mechanism of

- Fe-Cr-Mo-W-V hot working die steel[J]. *Materials Review*, 2018,32(6):930-936.
- [6] 计天宇,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.
JI T Y, WU X C. Thermal stability mechanism of a new hot working die steel SDH3-Mod [J]. *Materials Science and Technology*, 2014,22(6):29-35.
- [7] 蔡媛媛,左鹏鹏,朱春燕,等. 三种热锻模具钢的热稳定性对比研究[J]. *金属热处理*, 2016,41(5):34-39.
CAI Y Y, ZUO P P, ZHU C Y, et al. Thermal stability behaviors of DM, H13 and 3Cr2W8V steels [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016,41(5):34-39.
- [8] 王荣,吴晓春,闵永安. 铝合金压铸模的焊合熔损现象及其预防措施[J]. *金属热处理*, 2005,30(2):68-72.
WANG R, WU X C, MIN Y A. Soldering and melting-loss phenomenon & their preventive measures in aluminum alloy casting dies[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2005,30(2):68-72.
- [9] 杨浩鹏,吴晓春. H13 钢低温固体渗硼及其热熔损性能的研究[J]. *上海金属*, 2019,41(4):23-28.
YANG H P, WU X C. Study on the low-temperature pack boriding and erosion property of H13 steel [J]. *Shanghai Metals*, 2019,41(4):23-28.
- [10] 李金平,王建锋,王攀. 不同渗硼处理工艺下 H13 钢的组织及抗熔损性能[J]. *机械工程材料*, 2020,44(S2):29-33.
LI J P, WANG J F, WANG P. Microstructure and soldering resistance of H13 steel under different boriding processes[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2020,44(S2):29-33.
- [11] 孙健,王晓鸣,邹宗树. 表面渗铝氧化处理后 8407 钢的抗熔损性能[J]. *过程工程学报*, 2010,10(4):802-808.
SUN J, WANG X M, ZOU Z S. Anti-melting-loss property of 8407 steel with surface aluminization and oxidation treatment [J]. *The Chinese Journal of Process Engineering*, 2010,10(4):802-808.
- [12] 曹俊. H13 模具钢表面激光再制造 Fe 基合金熔覆层组织和性能的研究[D]. 镇江:江苏大学,2019.
CAO J. Study on microstructure and properties of laser remanufactured Fe-based alloy cladding layers on H13 Die steel[D]. Zhenjiang:Jiangsu University,2019.
- [13] 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.
- [14] 严凯. 激光增材制造 H13 钢及回火处理的组织和性能研究[D]. 苏州:苏州大学,2017.
- YAN K. Effect of tempering treatment on microstructure and properties of H13 tool steel deposited by laser additive manufacturing technology[D]. Suzhou: Soochow University, 2017.
- [15] WANG X Y, WANG J H, GAO Z M, et al. Tempering effects on the microstructure and properties of submerged arc surfacing layers of H13 steel [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019,269:26-34.
- [16] 孙立国,周健,殷军伟,等. 碳含量对 4Cr5Mo2V 热作模具钢显微组织及热稳定性的影响[J]. *机械工程材料*, 2020,44(8):38-43.
SUN L G, ZHOU J, YIN J W, et al. Effect of carbon content on microstructure and thermal stability of 4Cr5Mo2V hot work die steel [J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2020,44(8):38-43.
- [17] ZHOU Q C, WU X C, SHI N N, et al. Microstructure evolution and kinetic analysis of DM hot-work die steels during tempering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011,528(18):5696-5700.
- [18] 张敏,贾芳,程康康,等. 调质处理对 G520 钢焊接接头组织及性能的影响[J]. *金属学报*, 2019,55(11):1379-1387.
ZHANG M, JIA F, CHENG K K, et al. Influence of quenching and tempering on microstructure and properties of welded joints of G520 martensitic steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019,55(11):1379-1387.
- [19] 祝鲁侠,计杰,张宇,等. H13 和 DIEVAR 钢抗铝液熔损性能研究[J]. *上海金属*, 2019,41(2):60-65.
ZHU L X, JI J, ZHANG Y, et al. Study on the melting loss resistance of H13 and DIEVAR steels in molten aluminum [J]. *Shanghai Metals*, 2019,41(2):60-65.
- [20] 闵永安. 热作模具钢(H13 型)表面处理及其热疲劳、热熔损性能研究[D]. 上海:上海大学,2005.
MIN Y A. Study on the surface treatment process of H13 type hot work steel and its subsequent thermal fatigue and erosion behaviors[D]. Shanghai:Shanghai University,2005.
- [21] 张先满,陈再雨,罗洪峰. 合金元素对 Fe/Al 界面反应影响的研究进展[J]. *材料导报*, 2021,35(7):7145-7154,7168.
ZHANG X M, CHEN Z Y, LUO H F. Influences of alloying elements on the interfacial reaction of Fe/Al: A review[J]. *Materials Reports*, 2021,35(7):7145-7154,7168.
- [22] 张宇,黄泽军,张恒华,等. 钴和镍对 4Cr5Mo2V 压铸模具钢抗热损伤性能的影响[J]. *上海金属*, 2021,43(2):7-12.
ZHANG Y, HUANG Z J, ZHANG H H, et al. Effect of cobalt and nickel on resistance to thermal damage of 4Cr5Mo2V die-casting die steel[J]. *Shanghai Metals*, 2021,43(2):7-12.

欢 迎 来 稿

欢 迎 订 阅

欢 迎 刊 登 广 告