

H13 改进型热作模具钢的组织与性能

计天予, 吴晓春

(上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072)

摘 要:研究了高锰型马氏体热作模具钢 SDH3-Mod 的室温冲击韧性、回火稳定性和热疲劳性能,并结合透射电镜(TEM)分析了锰对其微观组织的影响。结果表明:SDH3-Mod 钢回火组织中残余奥氏体以薄膜状存在于马氏体板条间,提高冲击韧性,延缓裂纹扩展;同时,锰在高温时阻碍碳化物粗化长大和延迟基体的回复再结晶,提高抗回火软化能力和热疲劳性能,使 SDH3-Mod 性能优于 H13。

关键词:热作模具钢;强韧性;热疲劳;回火稳定性;残余奥氏体

文献标志码:A **文章编号:**1001-0963(2013)05-0031-08

Microstructure and Mechanical Properties of Modified-H13 Hot Working Die Steel

Ji Tian-yu, WU Xiao-chun

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

Abstract: The mechanical and thermal fatigue properties of high manganese SDH3-Mod hot working die steel were investigated and influence of manganese on the microstructure were also studied by transmission electron microscopy (TEM). The results reveal that the retained austenite exists as thin film between the lath martensite which improves toughness and slows fatigue cracks propagation. Meanwhile, the coarsening of carbides is efficiently inhibited and softening of steels is sufficiently delayed which improves the resistance of tempering and thermal fatigue because of the addition of manganese. Consequently, SDH3-Mod shows a more significant improvement on the mechanical properties than H13.

Key words: hot working die steel; strength and toughness; thermal fatigue; resistance to tempering; retained austenite

热作模具在工作中既受力的作用又受温度的作用,从而使热作模具的工作条件复杂化,对热作模具材料的特性要求也更加严格。恶劣的服役条件要求这类模具材料不但具有良好的高温强韧性,而且具有一定的抗回火软化能力、抗冷热疲劳性和耐熔损等综合力学性能^[1-2]。目前,中国广泛应用的热作模具钢主要是 H13。H13 钢是 C-Cr-Mo-Si-V 马氏体型热作模具钢,因具有良好的强韧性以及热疲劳性能,其年产量和使用量在国内已居热作模具首位,广泛应用于热挤压模和铝、镁合金压铸模,但 H13 钢的工作温度不能高于 600℃^[3-4]。当前国内外改进型 H13 钢的合金化思路包括降硅增钼,如 ASSAB 公司

的 Dievar,高碳高硅、低铬高钼,如 Uddeholm 公司的 H0TVAR 专利钢或者加入微合金元素 Nb、Ti 等^[5-6]。

国内外学者普遍认为,热作模具钢中的硅含量(质量分数,下同)以 0.5%~0.8%为宜,因为当硅量较高时,会增加钢的回火脆性,同时还会增加钢的脱碳敏感性,并使碳化物的聚集过失效速度增大,以至于难以控制。然而,有文献^[7-10]指出,在钢的淬火过程中,较高的硅可以有效增加钢中的残余奥氏体,提高钢的韧性及基体的回火稳定性,增强钢的热疲劳抗力。锰是弱碳化物形成元素,可以改变钢在凝固时所形成氧化物的性质和形状,并与硫有较大的亲和力,避免在晶界形成低熔点的 FeS,改善钢的

热加工性能^[11]; 锰溶入奥氏体中还能强烈增加钢的淬透性, 降低钢的 M_s 点, 稳定残余奥氏体, 提高钢的韧性^[12]。上海大学模具钢课题组从 Si、Mn 元素作用及降低成本考虑, 取 H13 钢硅含量的上限, 设计出一种价格相对低廉, 同时具有较高热稳定性和热疲劳性能的高锰型马氏体热作模具钢 SDH3-Mod。笔者通过与 H13 进行组织与性能对比研究, 并初步分析了锰等元素对 SDH3-Mod 钢微观组织的影响。

1 试验材料及方法

1.1 试验钢的成分

试验钢 SDH3-Mod 是在 H13 钢的基础上提高了锰的含量, 降低了钒的含量, 同时 Si、Mn 量比为 1:1, 碳和其他合金元素的含量基本保持不变, 如表 1(质量分数)所示。

表 1 SDH3-Mod 和 H13 的化学成分

Table 1 Chemical compositions of

SDH3-Mod and H13

%

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
SDH3-Mod	0.3~ 0.5	1.1~ 1.3	1.1~ 1.3	4.0~ 5.0	1.0~ 1.2	0.4~ 0.6
H13	0.35	1.02	0.36	5.07	1.2	0.98

1.2 试验钢的制备

1) 钢的冶炼: 按照设计成分在中频感应炉中冶炼后进行电渣重熔。

2) 高温均匀化处理: 将钢锭加热到 1200~1240℃, 保温 8~10 h, 然后埋砂冷却。经过电渣重熔和高温均匀化处理, 使钢成分均匀, 防止成分偏析, 改善钢的凝固组织。

3) 锻造: 始锻温度为 1100~1150℃, 终锻温度控制在 950℃ 以上, 锻造比大于等于 5; 锻后在 860℃ 温度下退火 8 h, 以清除锻造过程中产生的应力, 使碳化物细小和球化, 得到 $\phi 180 \text{ mm} \times 180 \text{ mm}$ 的圆棒料。

4) 热处理: SDH3-Mod 的奥氏体化温度为 1060℃, 回火温度为 560℃, 二次回火, 每次 2 h; H13 钢采用推荐的热处理工艺: 1030℃ 淬火, 610℃ 回火二次, 每次 2 h。

1.3 试验方法

冲击试验在 JB30B 型冲击试验机上进行, 室温冲击试验所采用的无缺口试样按照北美压铸模协会 NADCA 207—2003 标准加工, 尺寸为 7 mm ×

10 mm × 55 mm, 取样位置如图 1 所示, 每种钢横纵向各准备 5 根冲击样, 取其平均值。

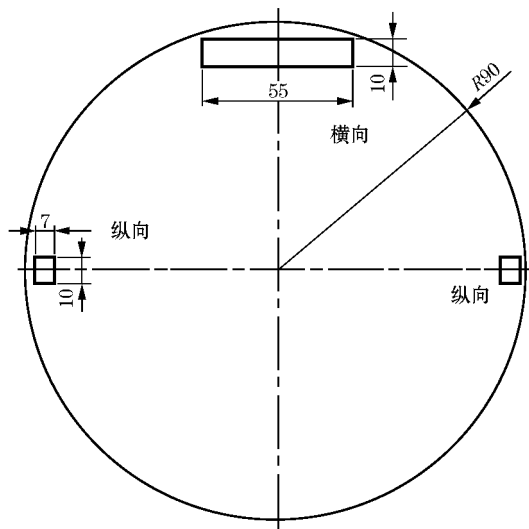


图 1 横向冲击和纵向冲击取样示意图

Fig 1 Sampling schematic diagram of transverse impact and longitudinal impact

回火特性曲线和热稳定性试验在箱式电阻炉 S2-5-12 中进行, 试样尺寸为 20 mm × 20 mm × 10 mm。SDH3-Mod 和 H13 淬火后, 分别在 300、400、450、480、500、520、540、560、580、600 和 620℃ 回火, 回火两次, 每次 2 h, 比较硬度与回火温度的关系。热稳定性试验温度选择 620℃, 保温时间为 20 h, 每隔 2 h 用布洛维硬度计测试硬度随保温时间的变化趋势。

热疲劳试验采用 Uddeholm 热疲劳方法^[13], 采用自约束热疲劳试验装置^[14], 试样在室温到 700℃ 之间进行 3000 次连续热疲劳试验, 然后用体视显微镜观察试样表面裂纹; 距试样顶端 8~10 cm (即有效加热区的中部区域) 处用线切割垂直试样轴线剖开, 取试样上半部, 将有裂纹的一面进行机械抛光去除表面的加工痕迹使表面达到镜面, 用酒精清洗表面并吹干; 然后在体视显微镜下观察截面裂纹深度, 最后应用损伤因子评定法^[15]综合反映试样表面和截面的疲劳损伤情况, 并用 MH-3 型数显式显微硬度计测量热疲劳试样截面上硬度梯度的变化; 显微结构观察在 JEM-2010F 型透射电镜上进行。

2 试验结果与分析

2.1 回火特性曲线

SDH3-Mod 和 H13 的回火特性曲线如图 2 所示。

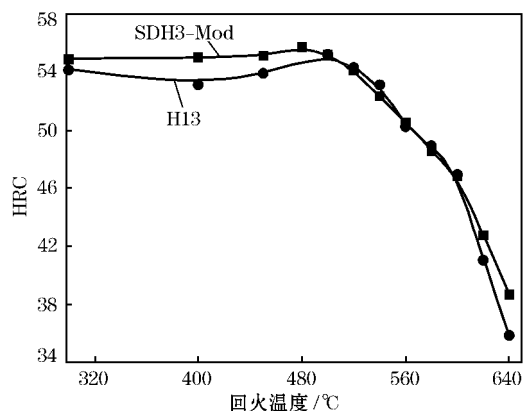


图 2 SDH3-Mod 和 H13 的回火温度与硬度曲线

Fig 2 Curves of hardness with different tempering temperatures in SDH3-Mod and H13

图中表明 SDH3-Mod 的二次硬化峰在 480 °C, 而 H13 的二次硬化峰在 500 °C。SDH3-Mod 的二次硬化峰向低温偏移, 这可能是由于硅的增加, 材料在早期析出较多的碳化物, 使二次硬化峰温度向低温偏移^[16]。

2.2 室温强韧性

SDH3-Mod 和 H13 不同态的硬度和室温冲击韧性值如表 2、表 3 所示。

表 2 SDH3-Mod 和 H13 的淬火、回火硬度值 (HRC)

Table 2 Quenched and tempered hardness of SDH3-Mod and H13 steels

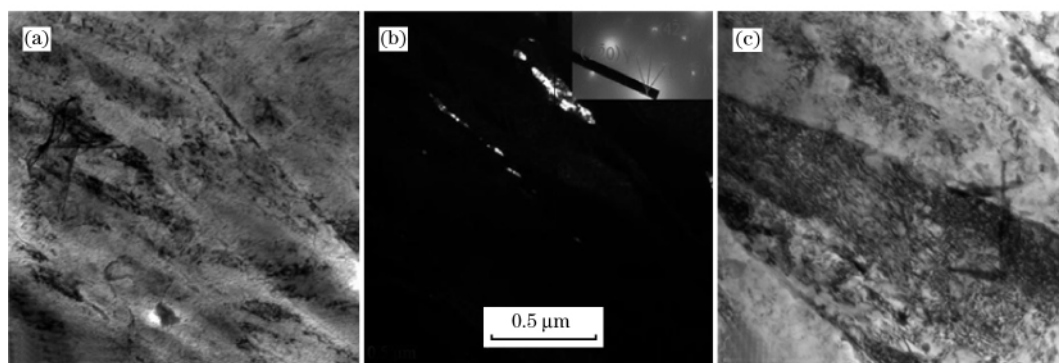
试验钢	淬火硬度	回火硬度
SDH3-Mod	55.7	50.5
H13	55.2	46.3

表 3 SDH3-Mod 和 H13 的冲击韧性

Table 3 Impact value of SDH3-Mod and H13

试验钢	横向冲击韧性/J	纵向冲击韧性/J	横纵比
SDH3-Mod	273	338.5	0.81
H13	244.6	291.8	0.84

由表 2 可知, SDH3-Mod 的淬火硬度和回火硬度都高于 H13 钢; 在合金元素种类相同的情况下, 淬火温度越高, 固溶到 SDH3-Mod 基体中的合金元素量就越多, 产生的晶格畸变越大, 晶格畸变增大了位错运动的阻力, 使滑移难以进行, 从而使合金固溶体硬度增加。表 3 的室温冲击韧性表明 SDH3-Mod 的横、纵向冲击功都优于 H13 钢; 主要因为 SDH3-Mod 钢马氏体板条间有少量薄膜状残余奥氏体存在, 而在 H13 中并没有观察到残余奥氏体的存在, 只有大量的高密度位错互相缠结, 如图 3 所示。SDH3-Mod



(a) SDH3-Mod 明场像; (b) SDH3-Mod 暗场像及衍射花样; (c) H13 显微组织。

图 3 SDH3-Mod 钢和 H13 的淬回火显微组织

Fig 3 TEM images showing microstructure of SDH3-Mod and H13 steel after quenching and tempering

基体中锰的固溶降低了 M_s 点, 稳定了残余奥氏体, 使残余奥氏体以薄膜状存在于马氏体板条间。残余奥氏体是韧性相, 它会吸收冲击能量, 延缓裂纹的扩展, 提高韧性^[7], 所以 SDH3-Mod 在有高硬度的同时还具有高的韧性, 显示出了更好的强韧性配合。

2.3 热稳定性

SDH3-Mod 和 H13 经 620 °C 保温 20 h 的硬度变化趋势如图 4 所示。由图 4 可知, SDH3-Mod 在

620 °C 保温过程中, 硬度始终高于 H13 钢。20 h 后, SDH3-Mod 钢的硬度值仍然可以达到 HRC36 以上, 而 H13 钢在长时间高温回火条件下硬度值已经降低到 HRC33。因此 SDH3-Mod 的热稳定性优于 H13 钢, 具有良好的回火抗力。

2.4 热疲劳性能

2.4.1 试样表面裂纹与深度裂纹比较

图 5 为两种钢从室温到 700 °C 之间循环 3000 次

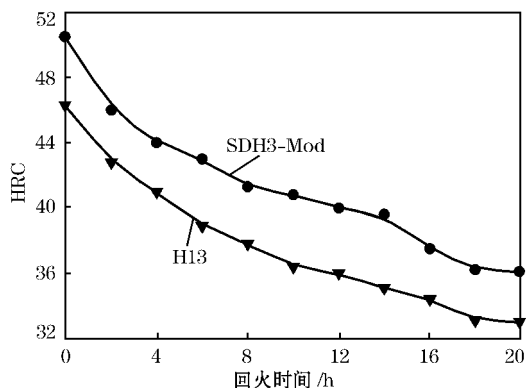


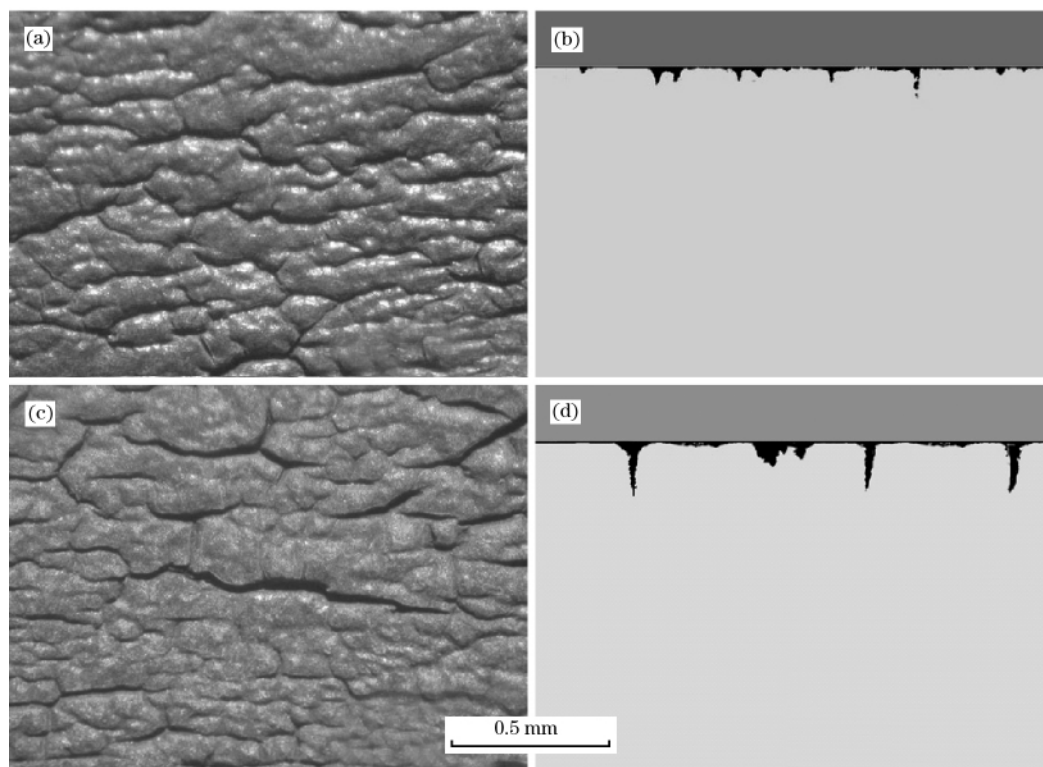
图 4 SDH3-Mod 和 H13 钢在 620 °C 保温后
硬度随保温时间的变化

Fig 4 Variation of hardness of SDH3-Mod and
H13 steels with soaking time at 620 °C

后的表面裂纹和深度裂纹情况。从图 5 看出, SDH3-Mod 和 H13 的表面虽然都有主裂纹,但从截面裂纹可以看出 SDH3-Mod 的裂纹浮于表面,裂纹平均深度小于 H13。另外, H13 的裂纹尖端细小尖利,在热循环应力作用下极易扩展,而 SDH3-Mod 的裂纹尖端则稍显钝化,裂纹不易扩展,因此 SDH3-Mod 钢的热疲劳寿命优于 H13 钢。

2.4.2 截面显微硬度梯度与损伤因子

热疲劳过程是过回火的循环过程,会使试样表面发生软化,硬度迅速下降,而当硬度下降到很低时,会因热应力超过其强度极限而开裂并迅速扩展。沿试样截面由裂纹表面依次向试样心部进行显微硬度测试,如图 6 所示。H13 钢试样软化幅度大于 SDH3-Mod 钢,其截面硬度从心部到表面逐渐降低,



(a)、(b) SDH3-Mod; (c)、(d) H13。

图 5 两种钢热疲劳后表面裂纹与裂纹深度比较

Fig 5 Fatigue crack images of SDH3-Mod and H13 steels

在接近表面处,硬度值下降的较多,说明表层软化程度大,受热应力影响最严重,组织发生回复再结晶,试样整体的软化距离大约为 1 mm。而 SDH3-Mod 钢的整体硬度高于 H13 钢,具有更好的高温热强性,增大了热疲劳抗力,从而 SDH3-Mod 钢的热疲劳性能好于 H13 钢。

根据文献[17],基于 Uddeholm 热疲劳裂纹评

价标准,采用先进的计算机辅助评价系统对热疲劳后试样的表面裂纹及深度裂纹形貌进行分析处理。以表面损伤因子与深度损伤因子乘积表示总的热疲劳损伤因子 D ,即 $D = D_s \times D_d = (A \times W \times P \times d_{\max}) / (L \times d_5)$ 。其中,对于表面裂纹, $D_s = A \times W / L$ —表面损伤因子,式中 A 为表面裂纹面积分数; W 为表面最宽裂纹宽度; L 为表面裂纹总长度;

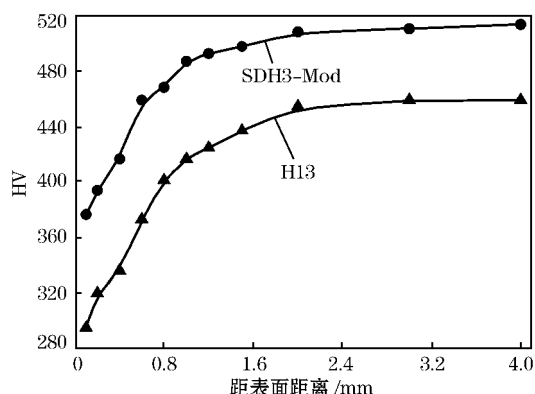


图 6 SDH3-Mod 和 H13 钢 3000 次热疲劳后截面硬度梯度

Fig 6 Micro-hardness gradients of SDH3-Mod and H13 on cross-section

对于截面裂纹, P 为截面裂纹面积分数; $d_{\max}$ 为最深裂纹深度; d_5 为五条主裂纹的平均深度; $D_d = P \times d_{\max}/d_5$ 为深度损伤因子。

热疲劳损伤因子值越大表示热疲劳损伤程度越大, 这一指标能够综合体现热作模具钢的热疲劳性能。通过热疲劳裂纹处理软件处理后, 得到两种热处理的损伤因子, 如表 4 所示。SDH3-Mod 的表面损伤因子和截面损伤因子都低于 H13 钢, 且 SDH3-Mod 钢的损伤因子值相当于 H13 钢的 50 % 左右, 远小于 H13, 具有更好的热疲劳性能。

表 4 热疲劳损伤因子

Table 4 Thermal fatigue damage parameter

试验钢	表面损伤因子	横截面损伤因子	总损伤因子
SDH3-Mod	0.008	0.880	0.007
H13	0.011	1.732	0.015

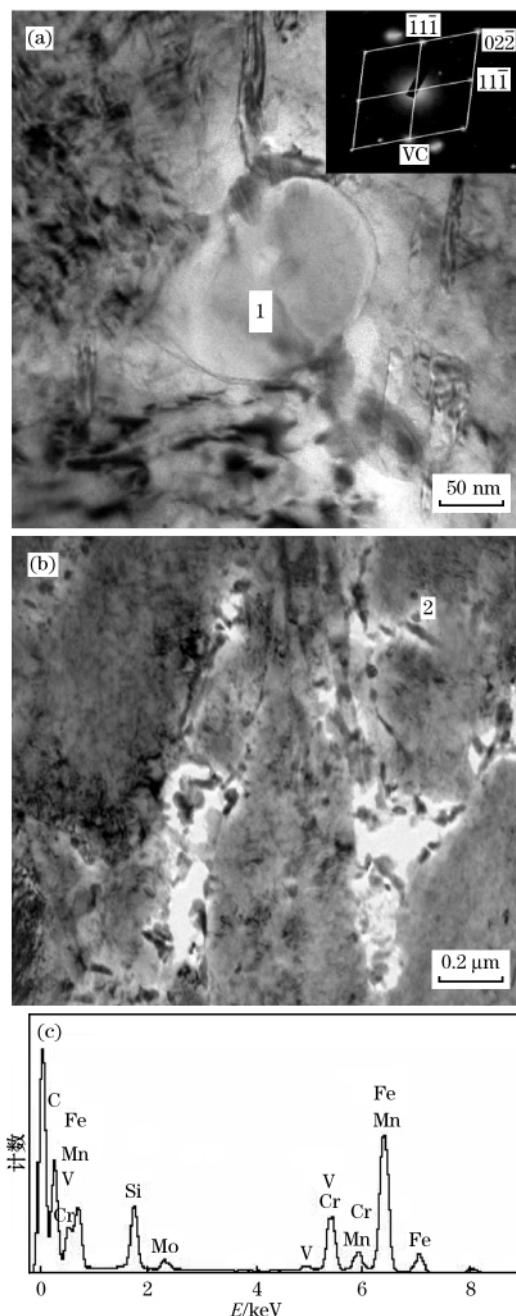
2.5 微观组织分析及讨论

2.5.1 淬火火态

淬火过程中大多数合金元素固溶到基体中, 在回火过程中从马氏体基体上弥散析出, 起到弥散强化作用。图 7 为 SDH3-Mod 的淬火回火 TEM 的组织照片。图 7(a) 中标记 1 为球状碳化物, 经能谱分析和衍射斑点标定为面心立方结构的 VC, 直径为 80 nm 左右; 在图 7(b) 中基体上分布着细小的碳化物, 它们为不规则球形或者长杆状, 直径或者长度为 60~80 nm, 经图 7(c) 能谱分析为 Mo、Cr 的碳化物。正是这些细小析出相在使用过程中起着弥散强化作用, 提高了材料的性能。

2.5.2 热稳态

图 8、9 表明回火态下 SDH3-Mod 的马氏体板条

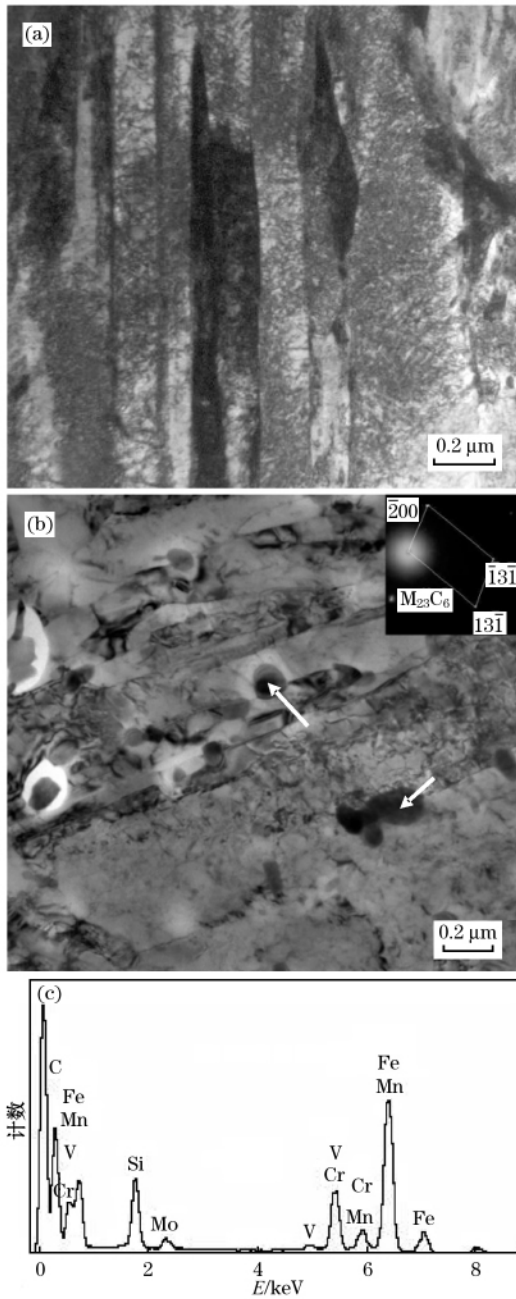


(a) VC 形貌及衍射花样; (b) 碳化物; (c) 能谱分析。

图 7 SDH3-Mod 钢淬火回火组织

Fig 7 Microstructure of SDH3-Mod steel after quenching and tempering

平均宽度小于 H13, 基体组织细小。620 °C 热稳以后, SDH3-Mod 基体发生部分回复, 板条宽度明显增大, 但还能见到马氏体板条的相貌; 而 H13 中马氏体板条形貌基本消失, 高密度的位错已基本消失, 发生明显的回复; 同时在 620 °C 保温 20 h 后, 通过回火态和热稳态组织对比, SDH3-Mod 和 H13 钢的碳化物都发生了粗化, 如图 8(b)、9(b) 所示, 在组织中

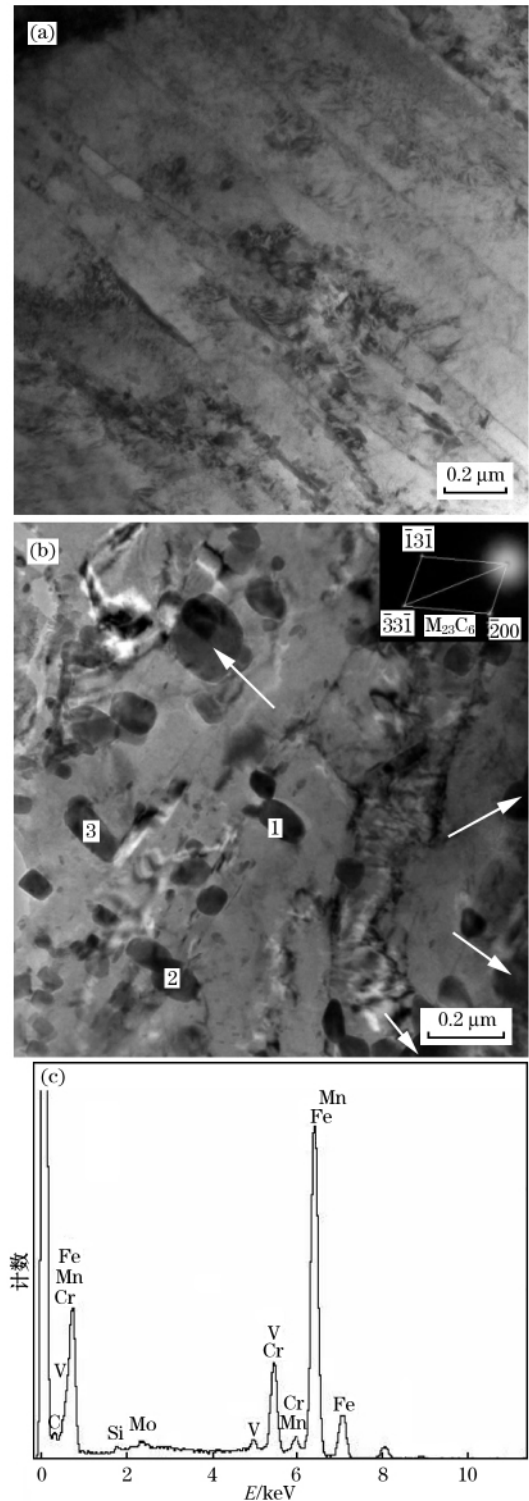


(a) SDH3-Mod 回火组织; (b) SDH3-Mod 热稳组织;
(c) 基体能谱。

图 8 620 °C 20 h 热稳定性试验后
SDH3-Mod 钢的显微组织

Fig 8 TEM images showing microstructure and SAED
pattern of SDH3-Mod steel after thermal-stability test

发现了较大椭圆状的碳化物,如箭头所示,经衍射斑点标定为 $M_{23}C_6$ 型。从图 8(b)、9(b)中可以看出 H13 钢中碳化物粗化尺寸明显大于 SDH3-Mod,特别是 $M_{23}C_6$ 达到 200 nm 以上,而 SDH3-Mod 碳化物虽然也发生粗化,但与 H13 相比,粗化相对较小。SDH3-Mod 钢经 620 °C × 20 h 保温后的基体能谱如



(a) H13 回火组织; (b) H13 热稳组织;
(c) 图 9(b)中标记 1 的能谱分析。

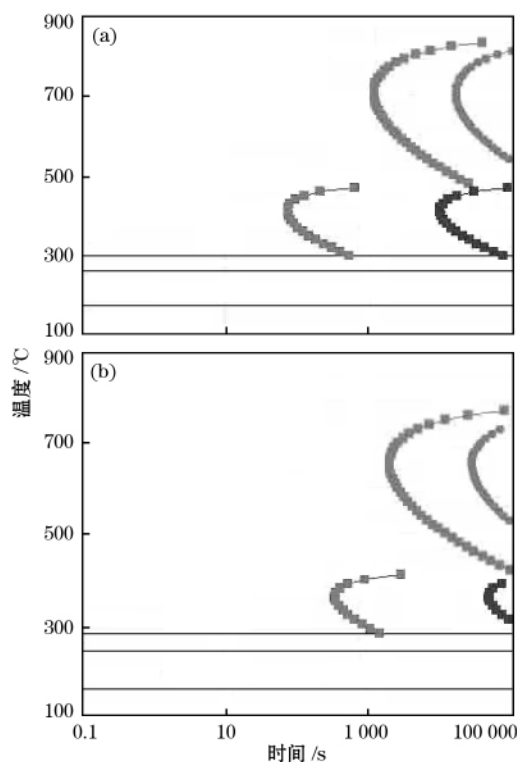
图 9 H13 热稳前后的透射电镜图片

Fig 9 TEM of H13 before and after thermal stability test

图 8(c)所示,经过高温热稳试验后,SDH3-Mod 钢基体中仍然含有相对较多合金元素锰,对基体起到了固溶强化的作用。在图 9(b)中,标记为 1、2、3 的

碳化物的形态介于长棒状与椭球状之间,对这些碳化物进行能谱分析,得到该碳化物的合金元素主要为 Mo、Cr。这是由于 620 °C 长时间保温过程中,铬元素进入到 Mo_2C 中并排出多余的钼元素,采用原位机制形成了 Cr_{23}C_6 碳化物,使硬度不断下降^[18],导致材料的软化。而图 8(b) 的 SDH3-Mod 中很少发现此类碳化物,显示出较好的抗回火软化能力。

通过热力学计算软件 Jmatpro 对两种材料的 TTT 曲线进行了计算,图 10 所示。通过图 10 可知,SDH3-Mod 钢的 TTT 曲线明显向右移, M_s 点在 H13 基础上也降低了 20 °C 左右,正是因为锰含量的提高,固溶到奥氏体中降低了 M_s 点,稳定残余奥氏体,使奥氏体以薄膜状存在于马氏体板条间(图 3),奥氏体作为韧性相,可以有效阻碍裂纹的扩展,有利于提高钢的韧性^[7,12],使得 SDH3-Mod 比 H13 具有更高的强韧性,提高其热疲劳性能。硅的加入使钢的二次硬化峰向低温偏移,这有可能带来马氏体回复再结晶温度同时向低温偏移,降低钢的高温性能,然而由图 8、9 的结果可知,硅含量较高的 SDH3-Mod 在 620 °C 热稳过程中,马氏体基体发生部分回复,而 H13 中马氏体板条形貌基本消失,发生明显的回复;回复再结晶点并没有低于 H13 钢,这

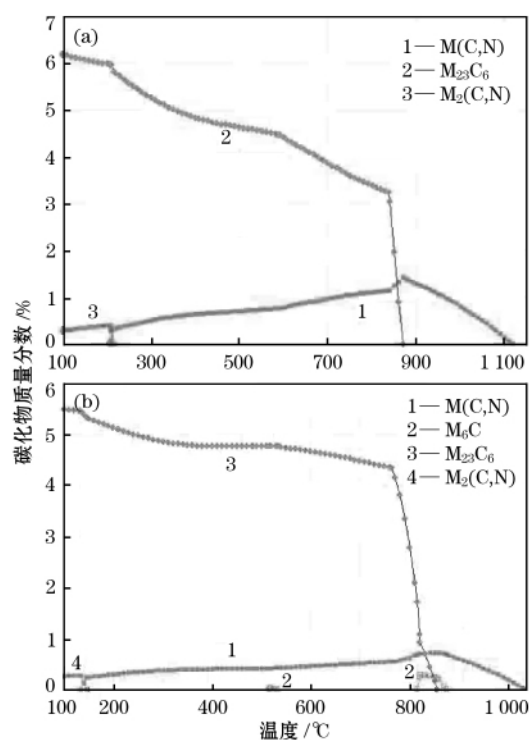


(a) H13; (b) SDH3-Mod。

图 10 H13 和 SDH3-Mod 的 TTT 曲线

Fig 10 Calculated TTT Curves of H13 and SDH3-Mod steels

可能是因为锰含量的提高可以增加钢的基体强化作用并能推迟马氏体组织的转变,推迟碳化物的析出与长大,提高钢的抗回火软化性^[19-20]。同时,锰原子替代部分铁原子而固溶于 $\alpha\text{-Fe}$ 点阵,减少 $\alpha\text{-Fe}$ 的点阵尺寸和间隙尺寸,降低碳在铁素体基体中的扩散速率和溶解度,能较好的抑制碳化物析出和长大,使回火时碳化物不易聚集长大^[21-22]。Miyamoto 等^[20]提出锰含量的增加会促进亚稳 θ 相的形成,而硅的固溶却抑制 θ 相的形成。在 SDH3-Mod 中,锰含量远超 H13 钢,但没有发现亚稳 θ 相的存在,通过 Jmatpro 热力学计算结果(图 11)可知,SDH3-Mod 平衡态下比 H13 多了 M_6C 型碳化物, M_6C 型比 θ 相更稳定,笔者推测可能是由于硅抑制了碳原子与铁原子结合,使得这部分碳和钼等合金元素结合形成 M_6C 型碳化物,这也是硅锰比设计为 1 : 1 的思路。



(a) H13; (b) SDH3-Mod。

图 11 平衡态下各碳化物的类型及相对含量

Fig 11 Curves of equilibrium phases vs temperature of two steels

钒作为合金化元素,在钢锭凝固过程中会产生伪共晶碳化物,严重影响钢的性能,通过降低钒含量,控制伪共晶碳化物的析出量,同时确保一定量的钒保证二次硬化效果,因为具有面心立方点阵的 VC,稳定性高,在 500 ~ 700 °C 回火析出,不易聚集

长大,能作为钢中强化相。因此高锰低钒的 SDH3-Mod 比 H13 具有更好的冲击韧性、高温稳定性和热疲劳性能。

3 结论

1) 相对 H13 钢,加锰降钒设计出的 SDH3-Mod 钢具有较好的强韧性、优异的热稳定性和热疲劳性能等综合性能。

2) 锰含量的增加降低 M_s 点,并稳定残余奥氏体,提高了钢的韧性;同时,锰可以提高基体和碳化物的回火稳定性,增强钢的热疲劳抗力。

3) 热稳后 H13 钢的组织发生了回复再结晶,碳化物粒子粗化,其中 $M_{23}C_6$ 型碳化物粗化最严重,而 SDH3-Mod 组织发生部分回复,同时由于锰含量的提高,碳在铁素体基体中的扩散速率和溶解度降低,使得 $M_{23}C_6$ 型碳化物粗化趋势减弱,抗回火软化能力优于 H13 钢。

参考文献:

- [1] 崔崑. 中国模具钢现状及发展[J]. 机械工程材料, 2001, 25(1): 1.
- [2] 姜祖康. 模具钢[M]. 北京: 钢铁冶金出版社, 1988.
- [3] 崔崑. 国内外模具用钢发展概况[J]. 金属热处理, 2007, 32(1): 1.
- [4] Unterweiser P M, Boyer H E, Kubbs, et al. Heat Treater's Guide, Standard Practices and Procedures for Steel [M]. Ohio: Metals Park, 1982.
- [5] 潘晓华, 朱祖昌. H13 热作模具钢的化学成分及其改进和发展的研究[J]. 模具制造, 2006(4): 78.
- [6] 刘徽平. 瑞典模具钢的特性与用途介绍[J]. 国外金属热处理, 1999(4): 12.
- [7] Saleha M H, Priestnerb R. Retained Austenite in Dual-Phase Silicon Steels and Its Effect on Mechanical Properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 113(1): 587.
- [8] 佟倩, 吴晓春, 闵娜. 高热强性热作模具钢 SDH3 的研究[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(2): 46.
- [9] ZHOU Qing-chun, WU Xiao-chun, MIN Na. Effect of Si Addition on Kinetics of Martensitic Hot-Work Die Steel During Tempering [J]. Metals and Materials International, 2011, 17(4): 547.
- [10] 周青春, 吴晓春, 闵娜, 等. 硅在高硅马氏体型热作模具钢中作用机理研究[J]. 材料科学与工艺, 2010, 18(6): 772.
- [11] 孙珍宝. 合金钢手册[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984.
- [12] Emmanuel De Moor, David K Matlock, John G Speer, et al. Austenite Stabilization Through Manganese Enrichment [J]. Scripta Materialia, 2011, 64(2): 185.
- [13] Norstrom L A, Svensson M, Ohrberg V. Thermal Fatigue Behavior of Hot Work Tool Steels [J]. Metals Technology, 1981, 8(10): 376.
- [14] 吴晓春, 许璐萍, 闵永安, 等. 回火温度对 4Cr5MoSiV1 钢和 8407 钢热疲劳性能的影响[J]. 金属热处理, 2001(4): 7.
- [15] 徐晓. H13 类钢的各向异性及其热疲劳损伤因子的研究[D]. 上海: 上海大学, 2003.
- [16] Delagnes D, Lamesle P, Mathon M H, et al. Influence of Silicon Content on the Precipitation of Secondary Carbides and Fatigue Properties of a 5%Cr Tempered Martensitic steel [J]. Materials Science and Engineering, 2005(394A): 435.
- [17] 谢豪杰, 吴晓春. 热作模具钢热疲劳损伤程度的计算机评定[J]. 上海金属, 2008, 30(3): 55.
- [18] 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.
- [19] ZHOU Qing-chun, WU Xiao-chun, SHI Nan-nan, et al. Microstructure Evolution and Kinetic Analysis of DM Hot-Work Die Steels During Tempering [J]. Materials Science and Engineering, 2011(528A): 5696.
- [20] Miyamoto G, Oh J C, Hono K. Effect of Partitioning of Mn and Si on the Growth Kinetics of Cementite in Tempered Fe-0.6mass%C Martensite [J]. Acta Materialia, 2007, 55: 5027.
- [21] Duchateau D, Guttman M. An X-ray Microanalysis Study of the Partition of Manganese in 6 and 9% Mn Cryogenic Steels and Its Influence on the Stability of Austenite Dispersed in a Tempered Martensitic Matrix [J]. Acta Metallurgica, 1987, 29(7): 1291.
- [22] 徐祖耀. 相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 1988.