

DOI: 10.11973/jxgccl202205005

大截面新型预硬型塑料模具钢 SDP1Cu 的时效析出强化机制

李志^{1,2}, 陈旋^{1,2}, 吴晓春^{1,2,3}

(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;
3.上大鑫仑材料科技(上海)有限公司, 上海 201999)

摘要: 在固溶处理时采用油冷和缓冷两种冷却方式来模拟得到大截面新型预硬型塑料模具钢 SDP1Cu 的表面和心部组织, 研究了不同时效处理(350~600 °C 保温 1~20 h)对组织与硬度的影响, 并通过电阻法和熟化理论探讨了时效析出强化机制。结果表明: 随着时效温度的提高和时间的延长, 油冷后马氏体组织和缓冷后贝氏体组织逐渐分解直至消失, 渗碳体颗粒弥散分布在铁素体基体上; 在 500 °C 时效 2~20 h 后, 油冷和缓冷钢的硬度差在 0.5 HRC 之间, 截面硬度均匀性良好; 富铜析出相在高于 400 °C 后开始析出, 随着时效温度升高, 析出相尺寸增大, 析出强化机制由模量强化和共格强化相结合的位错切过机制转变为位错绕过机制。

关键词: 热处理; 塑料模具钢; 析出相; 强化机制

中图分类号: TG156.5

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2022)05-0028-08

Aging Precipitation Strengthening Mechanism of Large Section New Prehardened Plastic-Working Die Steel SDP1Cu

LI Zhi^{1,2}, CHEN Xuan^{1,2}, WU Xiaochun^{1,2,3}

(1.College of Materials Science and Engineering; 2.State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai University, Shanghai 200444, China; 3.Shangda Xinlun Material and Technology (Shanghai) Co., Ltd., Shanghai 201999, China)

Abstract: During solution treatment, two cooling methods, oil cooling and slow cooling, were used to simulate the surface and core microstructures of a large section new prehardened plastic-working die steel SDP1Cu. The effects of different aging treatments (350–600 °C for 1–20 h) on the microstructure and hardness were studied, and the aging precipitation strengthening mechanism were discussed by resistance method and aging theory. The results show that with increasing aging temperature and time, the oil-cooled martensite and slow-cooled bainite structure gradually decomposed and finally disappeared, and cementite particles were dispersed on ferrite matrix. After aging at 500 °C for 2–20 h, the hardness difference between oil-cooled and slow-cooled steels was within 0.5 HRC, and the cross-section hardness uniformity was good. The copper-rich precipitates started to precipitate when the temperature was higher than 400 °C. With increasing aging temperature, the size of precipitates increased, and the precipitation strengthening mechanism changed from dislocation cutting mechanism combining modulus strengthening and coherence strengthening to dislocation bypassing mechanism.

Key words: heat treatment; plastic-working die steel; precipitated phase; strengthening mechanism

0 引言

模具是现代制造业的基础, 随着“中国制造 2025”理念的提出, 中国制造业将迎来飞跃的契机, 而模具工业也将迎来进一步发展。近年来, 随着塑料制品的广泛应用, 塑料模具钢逐渐占据模

收稿日期: 2021-03-12; 修订日期: 2022-04-11

基金项目: 国家重点研发计划项目(2016YFB0300404)

作者简介: 李志(1995—), 男, 江苏徐州人, 硕士研究生

导师: 吴晓春教授

具钢主流市场,对高性能塑料模具钢的需求也愈发迫切。预硬型塑料模具钢由于在出厂时即可达到用户所需的硬度和使用要求,可避免再次热处理造成的变形和脱碳,具有较高的性价比,在模具钢市场中占据较大比重。大截面塑料模具是预硬型塑料模具钢的主要应用场合之一,从最初的 P20 钢到瑞典研发的 NIMAX 钢,研究人员主要通过降低碳含量,添加镍、锰、钼等合金元素以提高预硬型塑料模具钢的淬透性,扩大贝氏体相区,通过获得均匀的贝氏体组织从而保证大截面硬度的均匀性^[1]。

析出强化是钢的重要强化手段之一,可以使钢具有良好力学性能的同时,还具有较低的碳当量和良好的焊接性^[2-3]。析出相由于其种类不同而具有不同的尺寸,其大小为几纳米到几十微米不等。采用铜合金化在钢中获得富铜析出相是常用的析出强化方法之一。目前,国内外研究人员对钢中富铜析出相的强化规律进行了大量的研究探索^[4-7],发现富铜析出相在前期与基体处于共格关系,晶体结构为体心立方(bcc)结构,尺寸在 1~5 nm;随着时效时间的延长,富铜相逐渐长大,并由 bcc 结构转变为 9R 结构的亚稳过渡相,与基体之间失去共格关系,尺寸在 5~17 nm;最后当富铜相尺寸超过 17 nm 后,9R 结构转变为更加稳定的面心立方(fcc)结构,富铜相为 ϵ -Cu 相。杜瑜宾等^[8]研究发现,添加质量分数 14% 铜的 HSLA 钢在 450 °C 保温 2 h 后,富铜相以 bcc 结构析出并与基体共格,析出相半径约为 156 nm,能够获得 143 MPa 的强度增量。刘庆冬^[9]研究发现,当富铜析出相尺寸小于临界尺寸 2.9 nm 时,HSLA 钢可以获得 163 MPa 的强度增量。韩永强^[10]研究发现,NAK80 钢中析出相尺寸在 1~2 nm 时,铜与 NiAl 复合强化,能够取得接近 500 MPa 的强度增量。日本率先利用纳米析出相强化作用,通过添加铜和 NiAl 开发出了 NAK80 等一系列预硬型塑料模具钢,该塑料模具钢具有高镜面、良好机加工性和截面硬度均匀性^[4]。然而目前,在

塑料模具钢中采用铜合金化实现析出强化以调节截面硬度的研究仍较少,对其在时效处理后的组织变化和富铜相的析出强化机制亟需进一步深入研究。

为此,作者将析出强化应用于塑料模具钢的成分设计,通过油冷和缓冷模拟大截面新型预硬型塑料模具钢 SDP1Cu 表面和心部的显微组织,并研究了时效处理对表面和心部组织以及硬度均匀性的影响;在此基础上,通过电阻法、硬度测试和扫描电镜(SEM)进一步分析纳米富铜析出相的析出特性,计算了富铜相的熟化动力学和强化模型,以期为后续新型塑料模具钢的开发和应用提供指导。

1 试样制备与试验方法

试验材料包括 SDP1Cu 钢和 SDP1 钢,由某钢厂协助冶炼得到两种钢的铸锭,其化学成分如表 1 所示。将 SDP1Cu 铸锭经电渣重熔、退火和锻造后,得到规格为 $\phi 80$ mm 的圆棒状试样。预硬型塑料模具钢尺寸普遍较大,在连续冷却时,大截面塑料模具钢表面和心部由于冷速不同(表面冷速大,心部冷速小),会不可避免地形成不同组织。采取油冷和缓冷两种冷却方式来模拟得到大截面塑料模具钢的表面和心部组织。具体方法如下:利用线切割法分别从两种圆棒状试样上截取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的试样,在 870 °C 保温 2 h,并分别进行油冷和冷却速度为 0.1 °C·s⁻¹ 的缓冷,得到固溶态试样;在 350~600 °C(间隔 50 °C)下分别进行 1, 2, 5, 10, 20 h 的时效处理,得到时效态试样。采用课题组自行搭建的高温电阻仪测量油冷后的固溶态试样在以 4 °C·min⁻¹ 升温至 600 °C 过程中的电阻变化;采用 HBRVU-187.5 型洛氏硬度计对不同温度时效后的试样进行硬度测试,试验载荷为 1 471 N,保载时间为 30 s;试样经磨、抛,用体积分数 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后,采用卡尔蔡司 SUPRA 40 型场发射扫描电镜(SEM)分别观察固溶和时效处理后试样的微观形貌。

表 1 SDP1Cu 钢和 SDP1 钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of SDP1Cu steel and SDP1 steel

试验钢	质量分数											
	C	Si	Mn	Cr	Cu	Ni	Al	Mo	P	S	Fe	
SDP1Cu 钢	0.18	0.26	1.55	1.16	1.16	0.60	0.111	0.22	0.016 9	0.009 6	余	
SDP1 钢	0.21	0.85	1.99	0.98	—	—	—	0.20	0.021 7	0.006 6	余	

2 试验结果与讨论

2.1 时效工艺对 SDP1Cu 钢显微组织的影响

由图 1 可知:SDP1Cu 钢在油冷后得到马氏体组织,在扫描电镜下可以清晰地观察到马氏体板条以及少量的碳化物;SDP1Cu 钢在缓冷后获得贝氏体组织,贝氏体组织部分呈颗粒状,部分呈条状,表现出明显的方向性。粒状贝氏体由铁素体基体和其上的马氏体/奥氏体岛(M/A 岛)混合组成。M/A 岛主要表现为块状和细短棒状两种形态,块状 M/A 岛主要分布于原奥氏体晶界及其附近,短棒状 M/A 岛主要分布于下贝氏体板条附近或铁素体基体内,而这主要由冷却转变过程中碳元素的扩散以及体积束缚效应所控制^[11]。

由图 2 可以看出:随着时效温度的提高和时效时间的延长,油冷 SDP1Cu 钢马氏体板条逐渐分解,

而在原奥氏体晶界和大角度晶界处,依旧可以看到明显的碳化物;经 $600\text{ }^{\circ}\text{C}\times 20\text{ h}$ 时效处理后,马氏体板条完全消失,渗碳体颗粒弥散分布在铁素体基体上。由图 3 可以看出:在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 长时间保温后,缓冷 SDP1Cu 钢的显微组织未产生明显变化,仍主要由粒状贝氏体和板条状下贝氏体组成,小部分块状 M/A 岛开始分解; $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温后,板条状和粒状贝氏体数量明显减少,同时原奥氏体晶界处出现密集分布的碳化物;在 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下延长保温时间后,碳化物密集分布区域增加,晶内和晶界处块状 M/A 岛由中心开始分解,晶界处的 M/A 岛会优先分解,相邻分解组织相连接,富铜析出相会优先在晶界处形核长大,并且在晶界处富集^[12-13];随着时效温度升至 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$,晶粒边界变得模糊,组织中已经难以发现块状 M/A 岛,时效 20 h 后,已无法观察到原奥氏体晶界,其上的碳化物富集区也已经消失,且由于保温时间较长, M/A

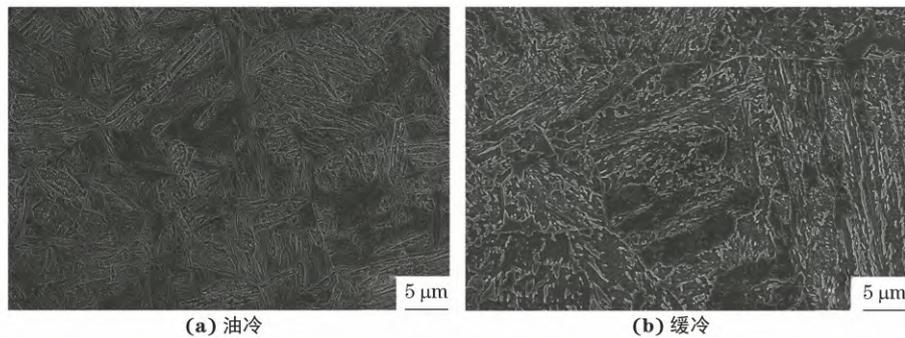


图 1 不同冷却处理的固溶态 SDP1Cu 钢的显微组织

Fig.1 Microstructure of solution treated SDP1Cu steel with different cooling treatment : (a) oil cooling and (b) slow cooling

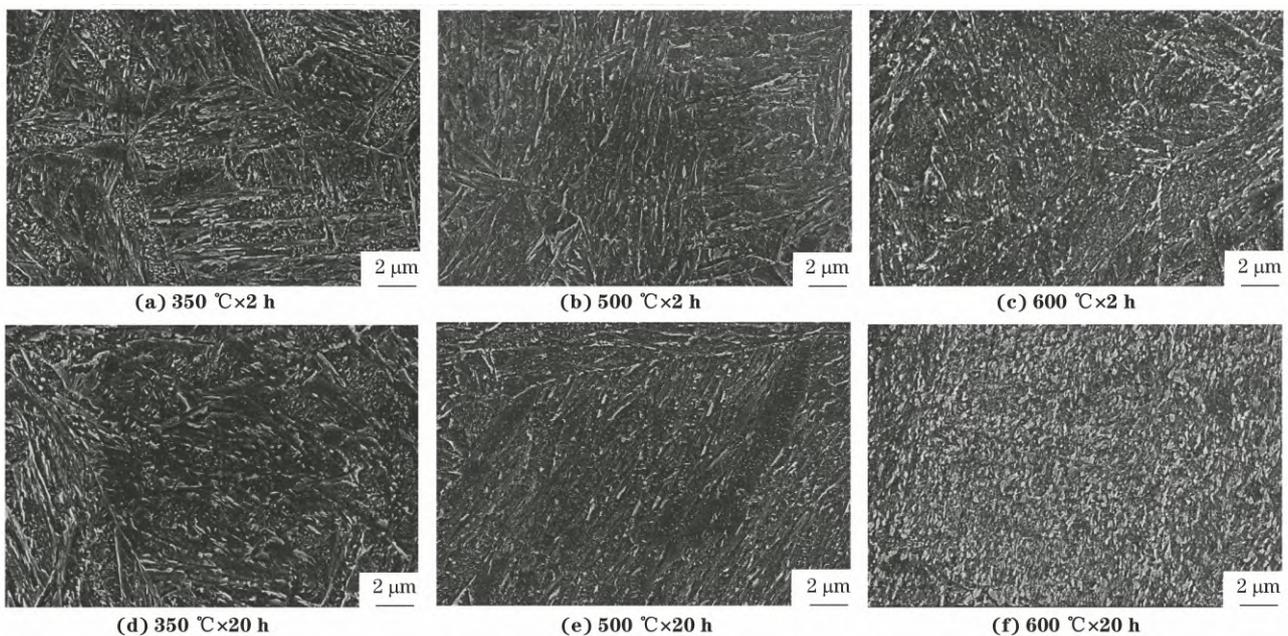


图 2 油冷 SDP1Cu 钢经不同时效处理后的显微组织

Fig.2 Microstructure of oil-cooled SDP1Cu steel after different aging treatment

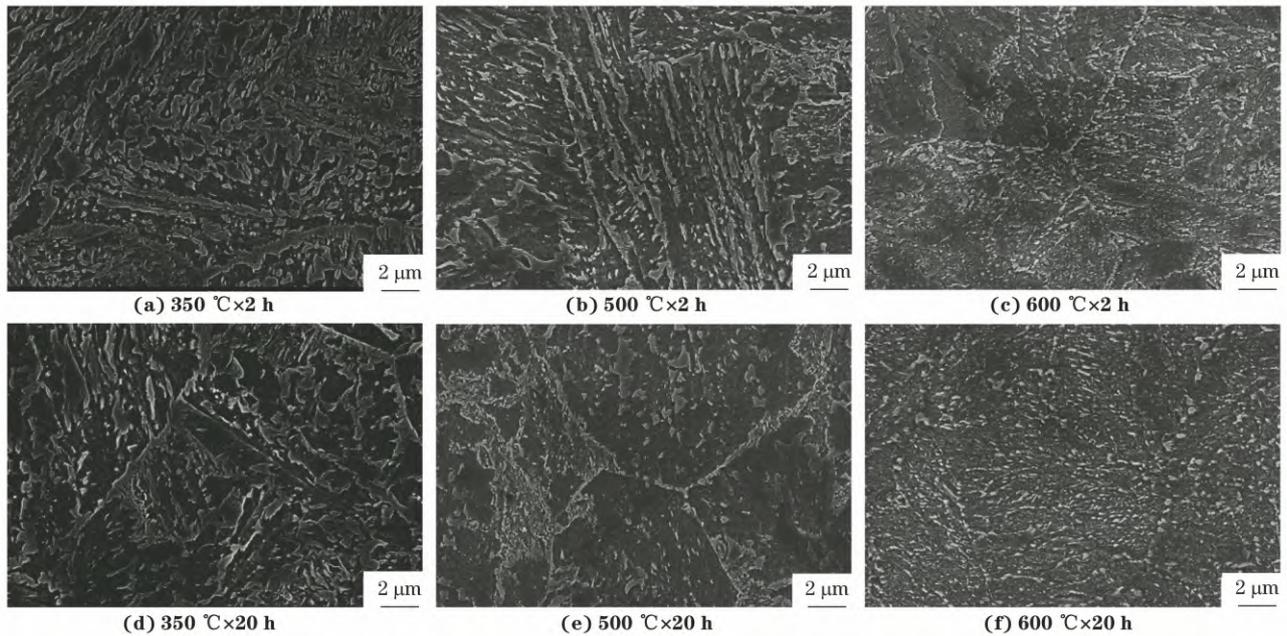


图3 缓冷 SDP1Cu 钢经不同时效处理后的显微组织

Fig.3 Microstructure of slow-cooled SDP1Cu steel after different aging treatment

岛分解后形成的渗碳体长大成颗粒状,均匀分布在铁素体基体上。

2.2 时效工艺对 SDP1Cu 钢硬度的影响

由图4可以看出:油冷 SDP1Cu 钢仅在时效温度为 400 °C 和 450 °C 时出现硬度上升,说明油冷 SDP1Cu 钢在时效过程中的时效软化效果大于析出强化效果;缓冷 SDP1Cu 钢则以析出强化为主导,在 400~550 °C 之间都出现了明显的析出强化现象。当时效温度为 350~400 °C 时,时效温度较低,两种试验钢的组织析出相均未有明显变化,硬度曲线保持平缓;当时效温度为 450 °C 时,油冷和缓冷 SDP1Cu 钢的硬度分别在时效时间为 2 h 和 5 h 时达到峰值,油冷 SDP1Cu 钢在更短的时效时间内达到硬度峰值,这主要是由于铜元素的等温析出发生在渗碳体颗粒的界面以及铁素体基体中,油冷

SDP1Cu 钢中的渗碳体颗粒为富铜相的析出提供了优先的形核点,从而加速了富铜相的形核^[14],富铜相通过沉淀强化提高了试验钢的硬度;当时效温度为 500 °C,时效时间在 2~20 h 时,缓冷 SDP1Cu 钢和油冷 SDP1Cu 钢的硬度差值均在 0.5 HRC 之间,这说明该时效温度能够较好地实现大模块模具钢的截面硬度均匀性;当时效温度为 550~600 °C 时,时效温度偏高,试验钢的硬度迅速下降,此时析出相迅速长大,强化效果减弱。根据同课题组左鹏鹏^[15]的试验数据可知,当时效温度为 400~550 °C 时,SDP1Cu 钢的硬度均大于 SDP1 钢。

2.3 富铜相的析出行为及强化机制

电阻是材料导电性能的体现,在成分确定的金属中,金属内部的显微组织将决定材料的导电性能。金属中固溶元素、晶体缺陷和第二相均会对电阻率

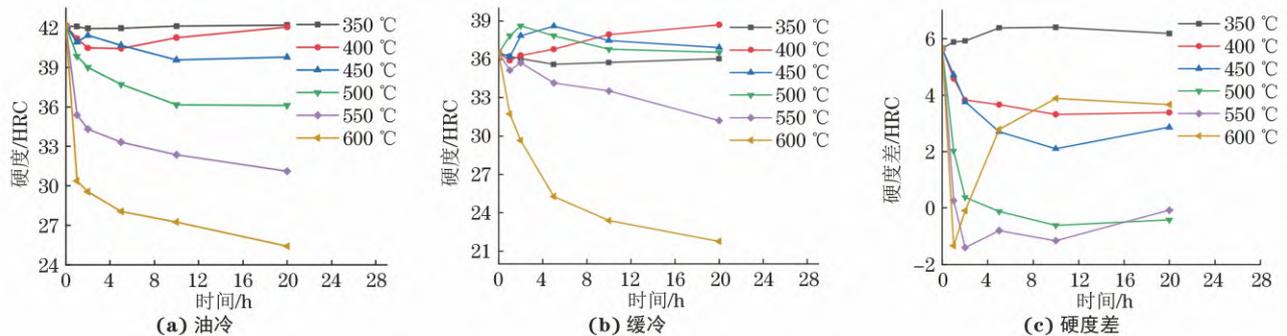


图4 油冷及缓冷 SDP1Cu 钢经不同温度时效处理后的硬度及两者硬度差与时间关系曲线

Fig.4 Curves of hardness of oil-cooled (a) and slow-cooled (b) SDP1Cu steel after aging at different temperatures and their hardness difference (c) vs time

产生明显的影响,因此可以通过测量材料的电阻率变化侧面反映材料显微组织的变化。

由图 5 可以看出,SDP1Cu 钢和 SDP1 钢的电阻率变化都经过 3 个阶段:0~100 °C(低温阶段)时电阻率随温度上升先升后降,100~400 °C 时电阻率与温度呈线性增长关系,400~600 °C(高温阶段)时电阻率变化曲线出现平台。在高温阶段 SDP1 钢的电阻率稳定在 281 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$,而 SDP1Cu 钢则出现了电阻率略有下降的现象,电阻率从 430 °C 时的 102 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$,下降到 500 °C 时的 100.5 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$,并在近 600 °C 时回升到 101.5 $\mu\Omega\cdot\text{cm}$ 。两种试验钢的化

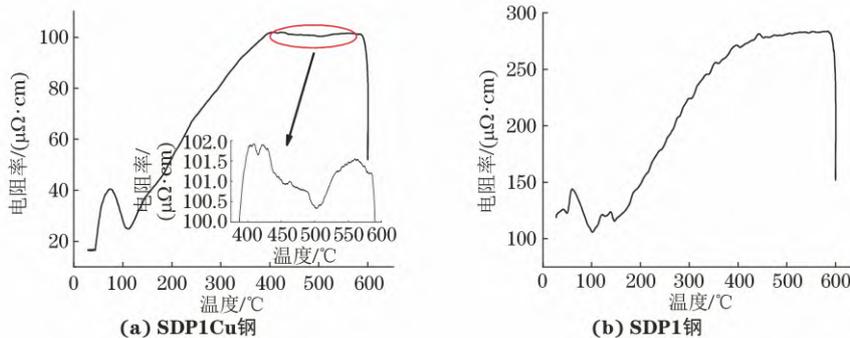


图 5 固溶态 SDP1Cu 钢和 SDP1 钢电阻率随温度的变化曲线

Fig. 5 Variation curves of resistivity vs temperature of solution treated SDP1Cu steel (a) and SDP1 steel (b)

根据前文可以推断出,SDP1Cu 钢的强化机制主要为富铜相的析出强化,所以在此进一步分析析出相的长大及强化机制。铜元素在基体中的扩散是一个速率控制过程,当铜元素团簇析出后,其长大过程可用 Ostwald 熟化理论描述。根据 Lifshitz-Slyozov-Wagner (LSW) 熟化理论,析出相的熟化速率与温度和时间的关系^[19-20]如下:

$$\bar{r} = \bar{r}_0 + kt^{1/3} \quad (1)$$

$$k = \left(\frac{8\gamma V_m^2 DC}{9RT} \right)^{1/3} \quad (2)$$

$$C = c \cdot \rho_{\text{Fe}} \frac{\alpha}{M_{\text{Cu}}} \quad (3)$$

$$D = 6.3 \times 10^{-5} \exp\left(\frac{-3.67 \times 10^{-19}}{k_B T}\right) \quad (4)$$

式中: \bar{r} 为时效处理后析出相的平均粒径; \bar{r}_0 为初始析出相的平均粒径; t 为时效时间; k 为析出相的平均熟化速率; γ 为 $\alpha\text{-Fe}$ 基体与铜元素之间的界面能; V_m 为铜的摩尔体积; D 为铜元素在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的扩散速率^[21]; C 为平衡态下铜元素在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的摩尔浓度^[19]; R 为理想气体常数; T 为热力学温度; c 为常数,1; ρ_{Fe} 为铁的密度; M_{Cu} 为铜的摩尔质量; α 为铜元素在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的固溶度; k_B 为玻尔兹曼常数。

学成分相近,而 SDP1Cu 钢中存在富铜析出相,在时效处理后,铜元素富集并从基体中析出,导致基体中的位错和空位等缺陷数量降低,使得基体对于电子的散射降低,从而降低了 SDP1Cu 钢的电阻率^[16-17]。然而,随着时效温度进一步提高(500 °C 以上),富铜析出相尺寸变大,富铜相与基体之间处于非共格关系,增加了错配度,基体的割裂程度增加,晶体中缺陷数量相对增加,最终导致电阻率回升^[18]。电阻率的变化规律与硬度变化结果一致,SDP1Cu 中的富铜相在 400 °C 后开始析出,且在 500 °C 时出现明显的析出现象。

根据 LSW 熟化理论,富铜相的熟化速率受基体中铜元素的扩散速率、铜元素的含量及界面能等因素控制。在 Fe-Cu 合金中,铜元素的界面能为 0.2~0.5 $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ ^[22],绘制 SDP1Cu 钢中富铜相的熟化速率随时效温度的变化曲线,如图 6 所示,可以看出:在 400 °C 以下时效处理时,析出相的熟化速率均小于 0.01 $\text{nm}\cdot\text{s}^{-1/3}$,计算得到在 400 °C 时效 2 h 后析出相的平均粒径增长小于 0.193 nm,计算结果符合硬度变化规律;当时效温度在 450 °C 以上时,析出相的熟化速率缓慢增加。在时效温度为 500 °C,界面能为 0.3 $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ 时,熟化速率为 0.087 $\text{nm}\cdot\text{s}^{-1/3}$,计算得到时效 2 h 后粗化的析出相半径为 1.68 nm($\bar{r}_0 = 0$),该计算结果与 WEI 等^[23]试验观察到的析出相尺寸在 1~2 nm 相近;当时效温度为 600 °C 时,熟化速率最大,在界面能为 0.3 $\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$ 时,熟化速率达到了 0.57 $\text{nm}\cdot\text{s}^{-1/3}$,2 h 后粗化的析出相半径为 11.003 nm($\bar{r}_0 = 0$),说明析出相在此温度下迅速粗化,难以维持良好的强化效果。

第二相沉淀强化是钢中重要的强化手段之一,主要归因于位错与析出相之间的相互作用。当析出相小于临界尺寸时,位错往往切过析出相,产生共格强化、化学强化和模量强化等效果^[24]。共格强化与

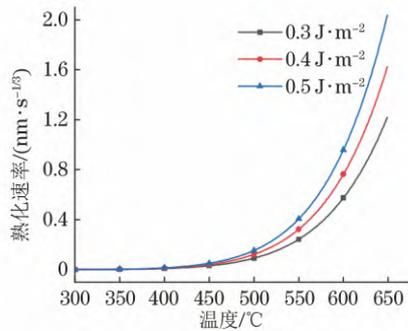


图6 不同铜元素界面能下 SDP1Cu 钢中富铜析出相熟化速率
随时效温度的变化曲线

Fig.6 Variation curves of ripening rate vs aging temperature of
copper-rich precipitates in SDP1Cu steel with different
interfacial energies of Cu elements

化学强化的强化来源相同,都源于基体与析出相之间的错配度,当错配度很小时,共格强化起主要强化作用;当错配度偏大,也就是析出相与基体之间处于半共格或部分共格时,化学强化起主要强化作用^[25]。由于铜元素的晶格常数与铁元素的晶格常数极为相近,晶格畸变参数 ϵ 为 0.005 7^[26],远小于计算后的临界共格应变值^[25],当滑移位错切过析出相时,以共格强化为主,所以在此不考虑化学强化。随着析出相长大至大于临界尺寸后,滑移位错难以剪切析出相,强化机制发生转变,位错将绕过析出相而不是切过析出相,此时的强化机制为 Orowan 强化机制^[25]。

位错具有的能量与其本身所在微区的弹性模量成正比,而析出相的弹性模量相比于基体的弹性模量偏小,所以当位错切过弹性模量与基体不同的析出相时,位错能会局部降低,从而产生模量强化。采用 Russell-Brown 模型^[24] 计算强度增量,计算式为

$$\Delta\sigma_{\text{mod}} = M \frac{Gb}{L} \left[1 - \frac{N_p^2}{N_M^2} \right]^{3/4} \arcsin \frac{N_p}{N_M} \quad (5)$$

$$\frac{N_p}{N_M} = \frac{N_p^\infty \lg \frac{\bar{r}}{r_0}}{N_M^\infty \lg \frac{r_1}{r_0}} + \frac{\lg \frac{r_1}{\bar{r}}}{\lg \frac{r_1}{r_0}} \quad (6)$$

$$L = 2.36\bar{r}(\pi/6f_V)^{1/2} \quad (7)$$

式中: $\Delta\sigma_{\text{mod}}$ 为模量强化的强度增量; M 为泰勒因子, 3; G 为室温下的剪切模量, 80 GPa; b 为伯氏矢量, 0.245 nm; L 为析出相的平均间距; f_V 为析出相的体积分(JMatPro 软件计算得到); N_p, N_M 分别为析出相和基体的位错能量; N_p^∞, N_M^∞ 分别为析出相、基体单位长度位错的能量 ($N_p^\infty/N_M^\infty = 0.6$); r_0, r_1 分别为位错应力场内外截止半径 ($r_0 = 2.5b =$

0.625 nm, $r_1 = 1\ 000r_0 = 625$ nm)。

析出相在达到临界尺寸前与基体保持共格或半共格关系,由于析出相与基体之间错配度较小,强化以共格强化为主。共格强化的表达式^[25]为

$$\Delta\sigma_c = 4.1MG\epsilon^{3/2} f_V^{1/2} \left(\frac{\bar{r}}{b} \right)^{1/2} \quad (8)$$

式中: $\Delta\sigma_c$ 为共格强化强度增量。

当位错切过析出相时,总强度增量可以采用毕达哥拉斯叠加法^[27] 进行计算得到:

$$\Delta\sigma_t = [(\Delta\sigma_c)^2 + (\Delta\sigma_{\text{mod}})^2]^{1/2} \quad (9)$$

式中: $\Delta\sigma_t$ 为位错切过机制的强度增量。

随着时效温度的升高,析出相尺寸增大,位错通过析出相的方式由切过机制转为 Orowan 绕过机制。该机制下析出相析出引起的强度增量为

$$\Delta\sigma_{\text{or}} = 0.113 2 \frac{Mgbf_V^{1/2}}{\bar{r}} \ln(4.839\bar{r}) \quad (10)$$

式中: $\Delta\sigma_{\text{or}}$ 为位错绕过机制 (Orowan 强化) 的强度增量。

析出强化中模量强化、共格强化和 Orowan 强化的强度增量随析出相半径的变化曲线如图 7 所示。由图 7 可以看出,在位错切过机制中,模量强化为主要的强化手段,随着析出相半径的增加,模量强化逐渐减弱,而共格强化逐渐增强,在 500 °C 时效 2 h 后 (析出相半径为 1.68 nm), 强度增量约为 208 MPa; 位错切过机制强度增量与 Orowan 绕过机制强度增量的变化曲线在析出相半径为 6.5 nm 处相交 (如图中箭头所示), 对应着此时强化机制从模量强化和共格强化相结合向 Orowan 强化转变。当强化机制转变为 Orowan 强化后, 强度增量最大为 103 MPa, 且强度增量随着析出相半径的增大而逐渐降低。

3 结 论

(1) 在固溶处理时采用油冷和缓冷两种冷却方式模拟得到大截面新型预硬型塑料模具钢 SDP1Cu 的表面和心部组织, 分别为马氏体组织和贝氏体组织, 随着时效温度的提高 (350~600 °C) 和时效时间 (2~20 h) 的延长, 马氏体和贝氏体逐渐分解直至消失, 渗碳体颗粒弥散分布在铁素体基体上; 时效过程中, 缓冷 SDP1Cu 钢以析出强化为主, 而油冷 SDP1Cu 钢以回火软化为主; 在 500 °C 下时效 2~20 h, 缓冷与油冷 SDP1Cu 钢之间的硬度差均小于 0.5 HRC, 该时效工艺可以有效保证大截面塑料模具钢的截面硬度均匀性。

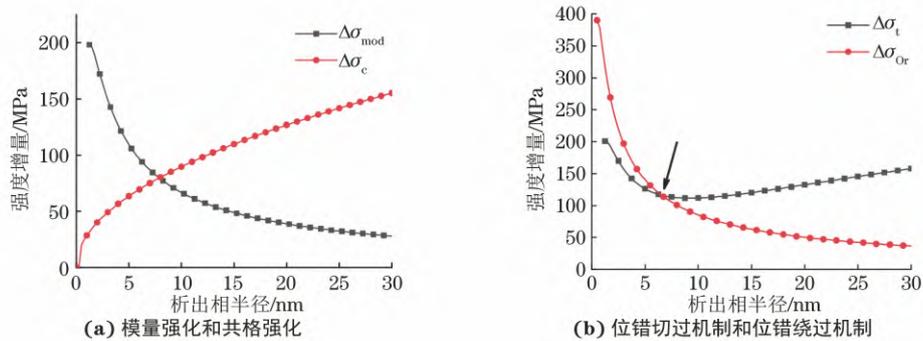


图7 500 °C时效过程中SDP1Cu钢的析出强化强度增量随析出相半径的变化曲线

Fig.7 Variation curves of precipitation strengthening strength increment of SDP1Cu steel vs precipitate radius during aging at 500 °C :

(a) modulus strengthening and coherent strengthening and (b) dislocation cutting mechanism and dislocation bypassing mechanism

(2) 固溶态SDP1Cu钢在400~500 °C缓慢升温过程中,由于富铜相的析出,电阻率逐渐下降,在500~600 °C时电阻率逐渐回升;当时效温度在400 °C以上时,富铜相析出并长大,随着时效温度升高,熟化速率逐渐增加,500 °C保温2 h后析出相半径为1.68 nm,在600 °C时析出相迅速粗化,保温2 h后析出相半径达到11.003 nm,强化效果减弱。

(3) 当析出相半径为6.5 nm时,SDP1Cu钢的时效析出强化机制由位错切过机制(模量强化和共格强化相结合)转变为位错绕过机制,在500 °C时效2 h过程中,强化机制以模量强化为主,强度增量约为208 MPa。

参考文献:

- [1] HOSEINY H, KLEMENT U, SOTSKOVSKI P, et al. Comparison of the microstructures in continuous-cooled and quench-tempered pre-hardened mould steels[J]. Materials & Design, 2011, 32(1): 21-28.
- [2] ZHOU B C, YANG T, ZHOU G, et al. Mechanisms for suppressing discontinuous precipitation and improving mechanical properties of NiAl-strengthened steels through nanoscale Cu partitioning [J]. Acta Materialia, 2021, 205: 116561.
- [3] 李丹.新型非调质塑料模具钢组织控制[D].上海:上海大学, 2010.
- LI D. Microstructure control of a new type non-quenching plastic mould steel [D]. Shanghai: Shanghai University, 2010.
- [4] 韩永强,王宇斌,陈旋,等.三维原子探针表征10Ni3MnCuAl钢时效过程中析出相NiAl和Cu的变化规律[J].材料导报, 2019, 33(24): 4136-4140.
- HAN Y Q, WANG Y B, CHEN X, et al. Characterization of precipitates NiAl and Cu in 10Ni3MnCuAl steel during aging by three-dimensional atomic probe [J]. Materials Reports, 2019, 33(24): 4136-4140.
- [5] HEO Y U, KIM Y K, KIM J S, et al. Phase transformation of

Cu precipitates from bcc to fcc in Fe-3Si-2Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2013, 61(2): 519-528.

- [6] FENG L, ZHOU B, PENG J, et al. Crystal structure evolution of the Cu-rich nano precipitates from bcc to 9R in reactor pressure vessel model steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 26(6): 707-712.
- [7] OTHER P J, JENKINS M L, SMITH G D W. High-resolution electron microscopy studies of the structure of Cu precipitates in α -Fe[J]. Philosophical Magazine A, 1994, 70(1): 1-24.
- [8] 杜瑜宾,胡小锋,张守清,等.含1.4%Cu的HSLA钢的组织与力学性能[J].金属学报, 2020, 56(10): 1343-1354.
- DU Y B, HU X F, ZHANG S Q, et al. Microstructure and mechanical properties of HSLA steel containing 1.4%Cu[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(10): 1343-1354.
- [9] 刘庆冬.HSLA铁素体钢中Cu析出强化和奥氏体韧化的原子探针层析技术研究[D].上海:上海大学, 2012.
- LIU Q D. Atom probe tomography study on copper precipitation strengthening and reverse austenite toughening in HSLA ferritic steel[D]. Shanghai: Shanghai University, 2012.
- [10] 韩永强.塑料模具钢10Ni3MnCuAl热处理工艺及其强化析出规律研究[D].上海:上海大学, 2019.
- HAN Y Q. Study on heat treatment process and its precipitation behavior of plastic Die steel 10Ni3MnCuAl[D]. Shanghai: Shanghai University, 2019.
- [11] LAMBERT A, LAMBERT A, DRILLET J, et al. Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2000, 5(3): 168-173.
- [12] 方鸿生.贝氏体相变[M].北京:科学出版社, 1999.
- FANG H S. Bainite transformation [M]. Beijing: Science Press, 1999.
- [13] 谭成.固溶时效工艺对NAK80钢组织与性能的影响[D].昆明:昆明理工大学, 2015.
- TAN C. The effect of solution aging process on the structure and properties of NAK80 steel [D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2015.
- [14] FINE M E, ISHEIM D. Origin of copper precipitation

- strengthening in steel revisited[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(1): 115-118.
- [15] 左鹏鹏. 贝氏体预硬型塑料模具钢组织控制研究[D]. 上海: 上海大学, 2012.
ZUO P P. Research of microstructure control on bainite pre-hardened plastic mould steel [D]. Shanghai: Shanghai University, 2012.
- [16] 席通. 含铜抗菌奥氏体不锈钢的铜析出行为及性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2017.
XI T. Research on copper precipitation behavior and properties of Cu-bearing antibacterial austenitic stainless steels [D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2017.
- [17] ÓLAFSSON P, SANDSTRÖM R. Calculations of electrical resistivity for Al-Cu and Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(6): 655-662.
- [18] SCHWICH H, GÖRZEN D, BLINN B, et al. Characterization of the precipitation behavior and resulting mechanical properties of copper-alloyed ferritic steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138807.
- [19] MONZEN R, TAKADA K, WATANABE C. Coarsening of spherical Cu particles in an α -Fe matrix[J]. ISIJ International, 2004, 44(2): 442-444.
- [20] LIFSHITZ I M, SLYOZOV V V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 1961, 19(1/2): 35-50.
- [21] CHRISTIEN F, BARBU A. Modelling of copper precipitation in iron during thermal aging and irradiation[J]. Journal of Nuclear Materials, 2004, 324(2/3): 90-96.
- [22] KAPOOR M, ISHEIM D, GHOSH G, et al. Aging characteristics and mechanical properties of 1 600 MPa body-centered cubic Cu and B2-NiAl precipitation-strengthened ferritic steel[J]. Acta Materialia, 2014, 73: 56-74.
- [23] HOU W, LIU Q D, GU J F. Nano-sized austenite and Cu precipitates formed by using intercritical tempering plus tempering and their effect on the mechanical property in a low carbon Cu bearing 7 Ni steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 780: 139186.
- [24] RUSSELL K C, BROWN L M. A dispersion strengthening model based on differing elastic moduli applied to the iron-copper system[J]. Acta Metallurgica, 1972, 20(7): 969-974.
- [25] 雍歧龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
YONG Q L. The second phase in iron and steel materials [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [26] FRIEDEL J. Hardness of a crystal containing uniformly distributed impurities or precipitates [M]//Dislocations. Amsterdam: Elsevier, 1964: 368-384.
- [27] MARTIN J W. Precipitation Hardening (Second Edition) [M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998.

(上接第 27 页)

- [18] 杨勇, 张全成, 田青超. 中间退火对 5052 铝合金组织与性能的影响[J]. 上海金属, 2021, 43(1): 13-19.
YANG Y, ZHANG Q C, TIAN Q C. Effect of intermediate annealing on microstructure and mechanical properties of 5052 aluminum alloy[J]. Shanghai Metals, 2021, 43(1): 13-19.
- [19] ROBINSON J M, SHAW M P. Microstructural and mechanical influences on dynamic strain aging phenomena[J]. International Materials Reviews, 1994, 39(3): 113-122.
- [20] CHMELÍK F, PINK E, KRÓL J, et al. Mechanisms of serrated flow in aluminium alloys with precipitates investigated by acoustic emission[J]. Acta Materialia, 1998, 46(12): 4435-4442.
- [21] LIU J T, MORRIS J G. Recrystallization microstructures and textures in AA 5052 continuous cast and direct chill cast aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 385(1/2): 342-351.
- [22] BUNGE H J. Texture analysis in materials science: mathematical methods [M]. New Zealand: Butterworths, 2013.

欢迎来稿 欢迎订阅 欢迎刊登广告