

Al对热挤压模具钢 SDAH13 连续冷却转变规律的影响

盛振栋^{1 2 3)}, 左鹏鹏^{1 2 3)}, 吴晓春^{1 2 3)}✉

1) 省部共建高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200072 2) 上海市钢铁冶金新技术开发应用重点实验室, 上海 200072

3) 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072

✉ 通信作者, E-mail: wuxiaochun@t.shu.edu.cn

摘要 采用热膨胀仪测定 Al 质量分数分别为 0.77% 和 1.43% 以及无 Al 的热挤压模具钢 SDAH13 的连续冷却转变曲线, 并结合光学显微镜、扫描电镜及显微硬度仪分析 Al 元素对 SDAH13 钢相变点、连续转变规律、组织以及硬度的影响。结果表明: Al 元素显著提高 SDAH13 钢的 Ac_1 、 Ac_3 和 Ms 点, 降低淬火残留奥氏体含量, 同时扩大铁素体及奥氏体两相区。在 1060 °C 奥氏体化温度下, Al 元素对 SDAH13 钢贝氏体相变的临界冷速 ($0.30\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) 无明显影响, 但使贝氏体相区变宽。Al 质量分数分别为 0.77% 和 1.43% 的 SDAH13 钢的珠光体相变的临界冷速 ($0.05\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 和 $0.3\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) 均高于无 Al 的 SDAH13 钢的临界冷速 ($0.02\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)。且 Al 质量分数为 1.43% 的 SDAH13 钢在 $0.02\sim 0.08\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 冷速下出现先共析铁素体组织。Al 的加入还使 SDAH13 钢淬火硬度有所降低。

关键词 模具钢; 热挤压; 铝元素; 相变点; 连续冷却转变

分类号 TG151.2

Effect of Al on the continuous cooling transformation characteristic of hot extrusion die steel SDAH13

SHENG Zhen-dong^{1 2 3)}, ZUO Peng-peng^{1 2 3)}, WU Xiao-chun^{1 2 3)}✉

1) State Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai 200072, China

2) Shanghai Key Laboratory of Advanced Ferrometallurgy, Shanghai 200072, China

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

✉ Corresponding author, E-mail: wuxiaochun@t.shu.edu.cn

ABSTRACT The continuous cooling transformation (CCT) diagrams of SDAH13 hot extrusion die steels with different mass fractions of Al (0.77% and 1.43%) and without Al were measured by dilatometry. The effects of Al on the CCT diagrams, microstructure and hardness of SDAH13 steels were studied by optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and Vickers hardness test. The results show that the phase transformation temperature points (Ac_1 , Ac_3 and Ms) of SDAH13 steels significantly increase, the contents of retained austenite in the quenched steels decrease, and the α - γ multi-phase region expands with the increase in mass fraction of Al. However, when austenitized at 1060 °C, Al has no obvious influence on the critical cooling rate ($0.30\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) of bainite transformation, but bainite phase region broadens. Meanwhile, the critical cooling rates of pearlite transformation of SDAH13 steels with the Al content of 0.77% and 1.43% are $0.05\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ and $0.3\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, respectively, which are higher than the critical cooling rate ($0.02\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) of pearlite transformation of SDAH13 steel without Al. Pro-eutectoid ferrite appears at the cooling rate from $0.02\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ to $0.08\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ when the mass fraction of Al reaches 1.43%. Nevertheless, the quenched hardness decreases with Al addition.

KEY WORDS die steels; hot extrusion; aluminum; phase transformations points; continuous cooling transformation

收稿日期: 2016-03-01

基金项目: 国家科技支撑计划资助项目(2007BAE51B04)

近年来,随着各种复杂、高精度的铝合金挤压材产量的不断增长^[1],当前广泛应用的 H11、H13 热挤压模具钢已经难以满足复杂、精密的铝合金热挤压模的使用寿命要求。而添加适量合金元素,优化合金成分是提高模具使用寿命的一种有效途径,比如适量的 Al 能提高高速钢的红硬性、增强二次硬化效果及回火稳定性^[2-3],也能明显提高模具钢的回火硬度及拉伸强度^[4],而且含 Al 热挤压模具钢具有较好的氮化性能^[5]。

在 Fe-Al 相图中,Al 元素会缩小 γ 相区,使 γ 相区呈封闭的半月形,且使相变点提高^[6-8]。迟宏宵等^[6]的研究表明,Al 的加入能明显提高 Cr8WMo2V2SiNb 钢的 A_{c1} 点,且能使高速钢的共析点往右移动;赵爱民等^[9]对含 Al 的相变诱发塑性钢 (transformation induced plasticity steel, TRIP Steel) 的研究表明,Al 提高 TRIP 钢的 A_{c3} 、 M_s 点以及 B_s 点;徐祖耀^[3]曾指出,Al 能改变碳及合金元素在高速钢中的扩散系数,碳及合金元素扩散系数的改变以及相变点的变化都会对过冷奥氏体的连续冷却转变 (continuous cooling transforma-

tion, CCT) 过程产生显著的影响,而 CCT 曲线又是制定热处理工艺不可或缺的理论依据^[10]。因此,本文以吴晓春教授团队自主研发的含 Al 热挤压模具钢 SDAH13 为研究对象,通过对比分析 SDAH13 钢加 Al 前后相变点、过冷奥氏体膨胀曲线、不同冷速下的微观组织和维氏硬度,以及 CCT 曲线的异同,探究 Al 元素对 SDAH13 钢连续冷却转变规律的影响。

1 实验材料及方法

SDAH13 实验钢是由浙江某钢厂经电渣重熔生产的球化退火态锻制钢坯,三种 SDAH13 实验钢的化学成分如表 1 所示。除了 Al 元素以外,三种 SDAH13 钢的化学成分基本一致,故本文将不同 Al 含量的 SDAH13 钢分别记作 0Al、0.77Al 和 1.43Al。三种钢出厂态退火组织均为粒状珠光体组织,且碳化物均呈细小弥散分布,分别如图 1(a)、(b) 和 (c) 所示。分别从三种 SDAH13 钢坯上切取热膨胀圆柱试样,其尺寸为 $\phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$,两端截面与侧面垂直且所有面磨光。

表 1 SDAH13 钢的化学成分 (质量分数)
Table 1 Chemical composition of SDAH13 tested steels

SDAH13 钢	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al	P	S	Fe
0Al	0.35 ~ 0.42	≤ 0.40	0.20 ~ 0.80	4.70 ~ 5.20	0.80 ~ 1.50	0.30 ~ 0.80	—	≤ 0.020	≤ 0.005	余量
0.77Al	0.35 ~ 0.42	≤ 0.40	0.20 ~ 0.80	4.70 ~ 5.20	0.80 ~ 1.50	0.30 ~ 0.80	0.77	≤ 0.020	≤ 0.005	余量
1.43Al	0.35 ~ 0.42	≤ 0.40	0.20 ~ 0.80	4.70 ~ 5.20	0.80 ~ 1.50	0.30 ~ 0.80	1.43	≤ 0.020	≤ 0.005	余量

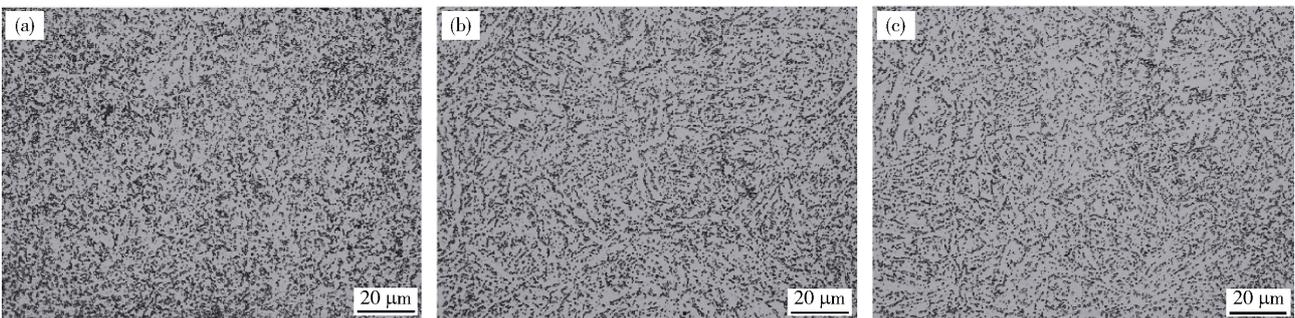


图 1 实验钢的球化退火组织。(a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al

Fig. 1 Spheroidized microstructures of the experimental steels: (a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al

为了更准确地制定热膨胀实验的工艺曲线,本文先通过 Jmatpro 7.0 热力学计算软件初步计算三种 SDAH13 钢的铁素体和奥氏体随温度变化的曲线,结果如图 2 所示。随着 Al 含量的升高,奥氏体化的开始温度和结束温度都逐步提高。根据上述结果,将 0Al 和 0.77Al 钢的奥氏体化温度设为 $1060 \text{ }^\circ\text{C}$,1.43Al 钢的奥氏体化温度设定为 $1130 \text{ }^\circ\text{C}$,保温时间为 15 min,工

艺曲线如图 3(a) 所示。然后采用 DIL 805 A 热膨胀仪按照 YB/T 5127—1993《钢的临界点测定方法 (膨胀法)》测定各 SDAH13 的相变点 A_{c1} 、 A_{c3} 及 M_s 。其 CCT 曲线按照 YB/T 5128—1993《钢的连续冷却转变曲线的测定》标准测定和绘制,其测定工艺曲线如图 3(b) 所示。为了对比同一奥氏体温度下 Al 含量对 SDAH13 钢的 CCT 曲线的影响规律,本文的奥氏体化

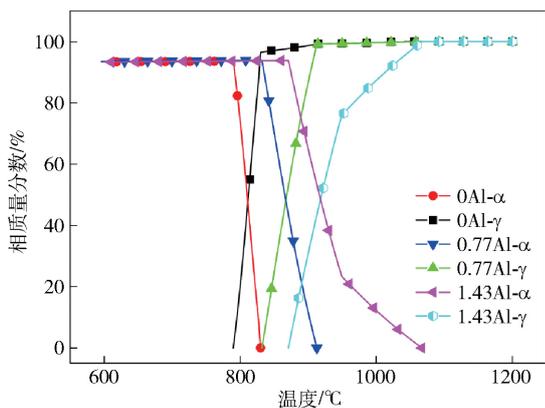
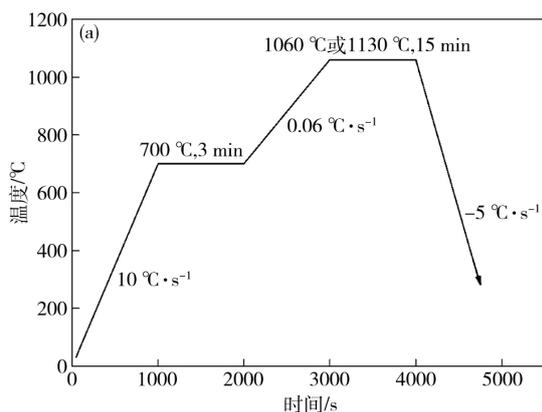


图2 Jmatpro 计算的铁素体和奥氏体的相质量分数随温度变化的曲线

Fig.2 Curves of ferrite and austenite content to temperature calculated by Jmatpro



温度均为 1060 °C ,保温为 15 min ,然后以 10、5、0.3、0.25、0.15、0.10、0.07、0.05 和 0.02 °C · s⁻¹ 等冷速冷至室温 ,获得不同冷却速度下的膨胀曲线. 最后应用切线法和微分法获得不同冷速下各相的相变点 ,继而绘制三种 SDAH13 钢的 CCT 曲线.

将实验后的热膨胀样镶嵌、磨制并抛光后用体积分数为 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀 ,并选取试样中间位置采用 Nikon MA 100 型倒置式光学显微镜 (OM) 和 Zeiss Supra-40 场发射电子扫描显微镜 (SEM) 进行组织形貌观察及图像采集. 采用 MH-3 型维氏硬度计按照 GB/T 4340.1—1999 《金属维氏硬度试验第 1 部分: 试验方法》测定所有试样的维氏硬度. 三种 SDAH13 钢淬火态的残留奥氏体含量通过 D/MAX 2500V 型 X 射线衍射仪按照 YB/T 5338—2006 《钢中残留奥氏体

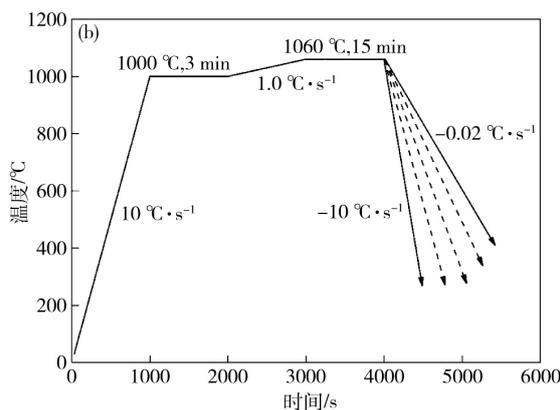


图3 实验工艺曲线示意图. (a) Ac₁、Ac₃及 Ms 点测定的工艺曲线; (b) CCT 曲线测定的工艺曲线

Fig.3 Schematic diagram of testing curves: (a) curves of Ac₁, Ac₃ and Ms testing; (c) curves of CCT diagram testing

定量测定 X 射线衍射仪》进行测定. 主要测量参数如下: 扫描方式为 2θ/θ 连续式扫描 ,扫描范围为 30° ~ 120° ,扫描速度为 1° · min⁻¹.

2 结果与分析

2.1 相变点分析

图4 为测定三种 SDAH13 钢 Ac₁、Ac₃ 及 Ms 点的热膨胀曲线图 ,测定结果均列于表 2. 图 4 (d) 为三种 SDAH13 钢在一定温度范围内线膨胀率与温度的关系曲线. 由于磁致伸缩效应 ,三种 SDAH13 钢均在 750 °C 左右出现一个向下的小峰和一个向上的峰^[11]. 从图 4 (a) ~ (c) 的测定结果可知 ,0.77Al 和 1.43Al 钢的 Ac₁ 点分别比 0Al 钢的提高 37 °C 和 77 °C ,Ac₃ 点分别提高 70 °C 及 125 °C ,说明 Al 元素不仅显著提高 Ac₁ 和 Ac₃ 点 ,而且扩大了该合金体系下的 α + γ 两相区. 这是因为 Al 是铁素体形成元素 ,提高了铁素体的稳定性 ,且有文献指出^[12] ,Al 固溶于 α-Fe 后形成了 α-Fe-Al 结构单元 ,其最强键的键强 n_A 和键能 E_A 都高于 α-Fe 结构单元 ,铁素体得到强化 ,所以 Ac₃ 点显著提高.

Ms 点的测试结果分别如图 4 (a) 、(b) 和 (c) 所示 ,Al 元素的加入还提高了 SDAH13 钢的 Ms 点 ,这与大多数文献所述规律是一致的^[3,9,12]. 这是因为 Al 溶入面心立方的奥氏体后 ,降低了其含碳结构单元中最强键的 n_A 值和其键能 E_A ,提高了碳在奥氏体中的活度 ,降低了奥氏体向马氏体转变的切变阻力 ,从而提高了 Ms 点. 图 5 是三种 SDAH13 钢淬火态残留奥氏体含量的测定结果. 在相同的奥氏体化条件下含 Al 钢淬火态残留奥氏体含量低于无 Al 钢. 这是因为 Al 提高了 SDAH13 钢的相变点 ,在相同奥氏体温度下 ,含 Al 钢的过热度较小 ,且 Al 又降低过冷奥氏体的稳定性.

2.2 连续冷却转变过程分析

图 6 为 0Al 钢在不同冷却速度下的膨胀曲线及线膨胀率和温度的关系曲线. 根据 Park 等^[13] 的研究 ,一阶微分曲线峰的大小与相变的主导地位密切相关 ,峰的尺寸越大 ,相的主导优势越明显. 从图 6 (b) 中可看出 :当冷却速度不小于 0.30 °C · s⁻¹ 时 ,0Al 钢仅发生马氏体相变 ,而当冷却速度小于 0.30 °C · s⁻¹ 时存在贝氏体相变. 冷却速度约为 0.02 °C · s⁻¹ 时 ,高温区发生珠

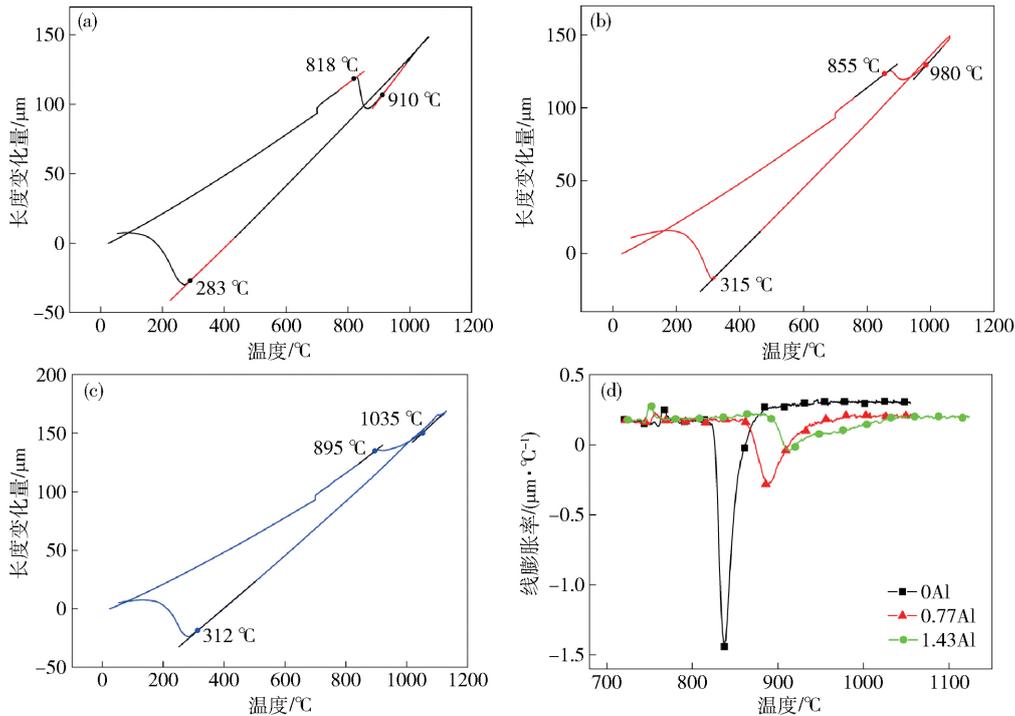


图 4 相变点测试结果. (a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al; (d) 线膨胀率与温度的关系曲线

Fig. 4 Dilatometric curves for transformation temperature testing: (a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al; (d) relationship between linear expansion rate and temperature

表 2 SDAH13 相变点

Table 2 Transformation temperature of SDAH13 steels

SDAH13 钢	Ac ₁ 点/°C	Ac ₃ 点/°C	Ms 点/°C
0Al	818	910	283
0.77Al	855	980	315
1.43Al	895	1035	312

光体转变,且 600 °C 以下主要发生贝氏体相变,金相组织如图 7 (a) 所示. 冷却速度为 0.05 °C · s⁻¹ 时,无珠光体相变,微分曲线中出现两个明显分离的峰,为马氏体和贝氏体的混合相变,且贝氏体相变略占主导,金相组

织如图 7 (b) 所示. 从微分曲线中可以看出,当冷却速度大于 0.07 °C · s⁻¹ 时,马氏体相变已经占据主导地位. 各冷速下的金相组织分别如图 7 所示,仅当冷速为 0.02 °C · s⁻¹ 时有珠光体组织出现. 图 8 是 0Al 钢在一定冷速下获得的珠光体 (pearlite, 图中简称为“P”)、贝氏体 (bainite, 图中简称为“B”) 及马氏体 (martensite, 图中简称为“M”) 组织形貌的扫描电镜照片.

0.77Al 钢的膨胀曲线及线膨胀率和温度的关系曲线如图 9 所示. 对比图 6 (b) 和图 9 (b) 可见,在 0.05 ~ 0.10 °C · s⁻¹ 冷速下 0.77Al 钢贝氏体相变的主导优势比 0Al 钢更加明显,说明在该冷速范围内

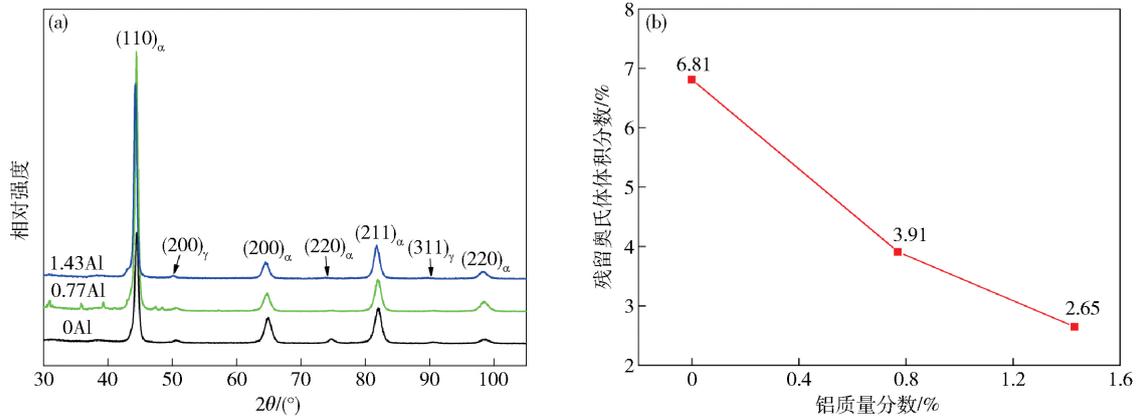


图 5 淬火态残留奥氏体含量测定结果. (a) X 射线衍射图谱; (b) 残留奥氏体含量与 Al 含量的关系曲线

Fig. 5 Retained austenite content after quenching: (a) XRD diffraction patterns; (b) relationship between retained austenite content and aluminum content

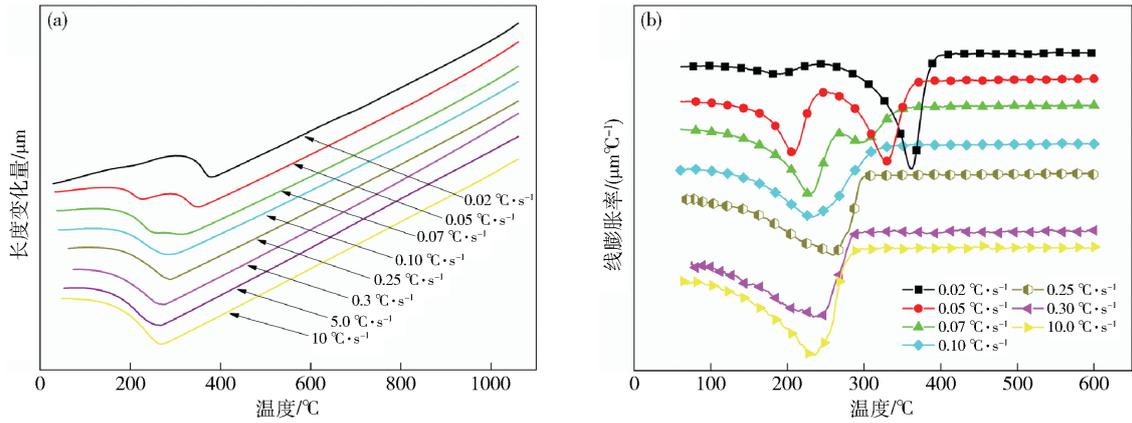


图 6 0Al 钢热膨胀实验结果. (a) 过冷奥氏体膨胀曲线; (b) 线膨胀率与温度的关系曲线

Fig. 6 Dilatometric experiment results of 0Al steel: (a) expansion curves of super-cooled austenite; (b) relationship between linear expansion rate and temperature

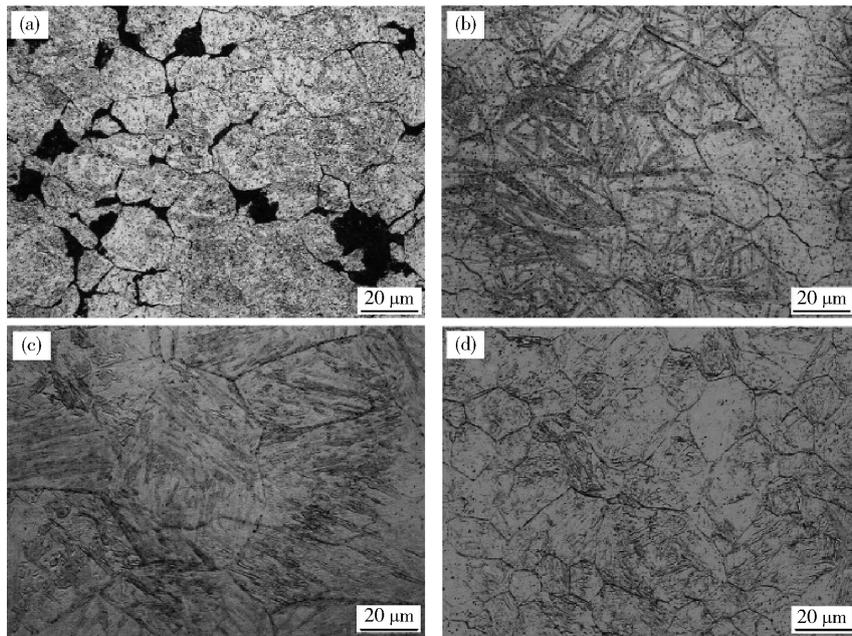


图 7 0Al 钢不同冷速下的金相组织. (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig. 7 Optical microstructures of 0Al steel cooled at different cooling rates: (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

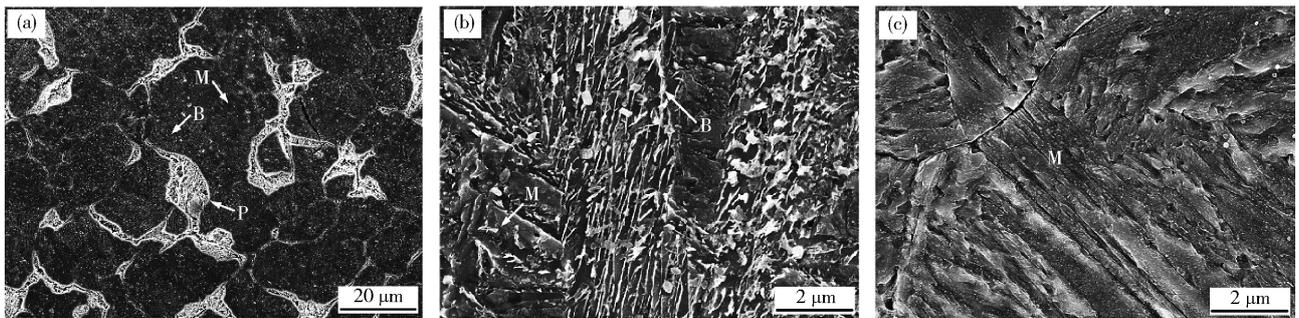


图 8 0Al 钢不同冷速下组织形貌的扫描电镜照片. (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, P + B + M; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, B + M; (c) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, M

Fig. 8 SEM images showing the morphology of 0Al steel at different cooling rates: (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, P + B + M; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, B + M; (c) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, M

0.77Al 钢的贝氏体区更宽,但0.77Al 钢贝氏体相变的临界冷速与0Al 钢的相近,约为 $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$;此外,分析图9(b)中冷速为 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的微分曲线可以知,其在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右有两个曲线峰,对比其他冷速下贝氏体和马氏体的转变峰温度,推测其出现两类贝氏体转变^[13].对比图6(a)和图9(a),当冷速为 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,0.77Al 钢珠光体转变曲线更加明显,说明0.77Al

钢在 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 冷却时获得了更多的珠光体组织,金相组织分别如图7(a)和图10(a)所示.图10(b)是0.77Al 钢在 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 冷速下的金相组织,晶界处存在极少量珠光体组织,推测0.77Al 钢的临界冷却速度约为 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$,图11(a)、11(b)及11(c)是0.77Al 钢在不同冷速下的典型显微组织的扫描电镜照片.

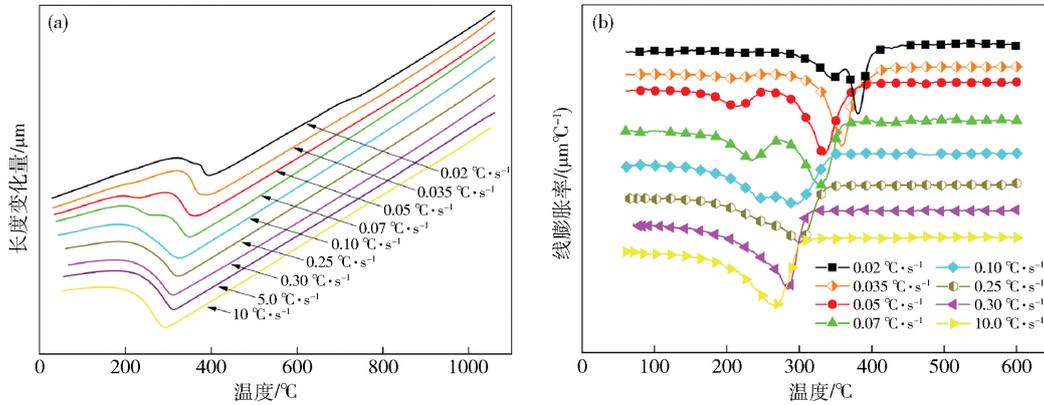


图9 0.77Al 钢热膨胀实验结果. (a) 过冷奥氏体膨胀曲线; (b) 线膨胀率与温度的关系曲线

Fig.9 Dilatometric experiment results of 0.77Al steel: (a) expansion curves of super-cooled austenite; (b) relationship between linear expansion rate and temperature

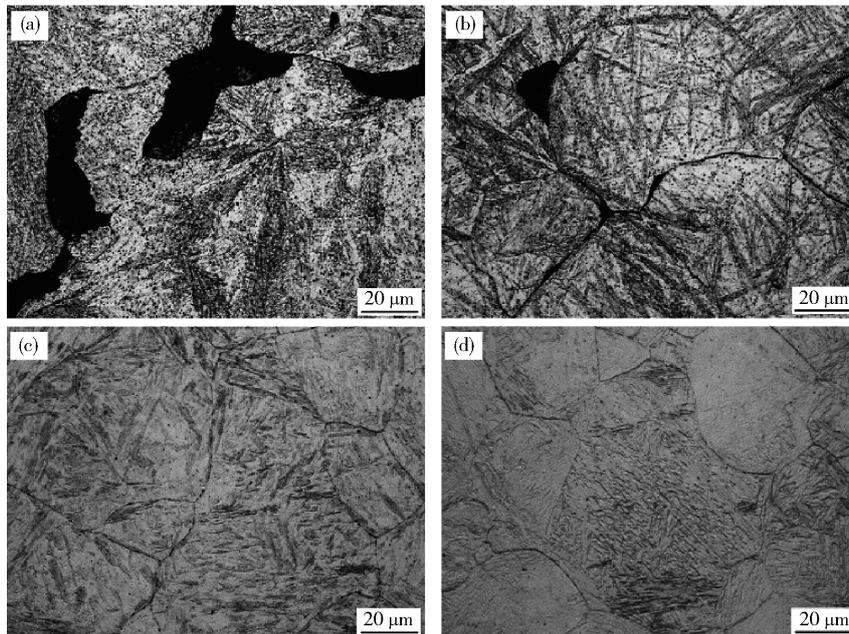


图10 0.77Al 钢不同冷速下的金相组织. (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

Fig.10 Optical microstructures of 0.77Al steel cooled at different cooling rates: (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (c) $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$; (d) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$

图12是1.43Al 钢的膨胀曲线及线膨胀率和温度的关系曲线.当冷速不大于 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,1.43Al 钢无明显的贝氏体相变,而冷速为 $0.10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时贝氏体相变为主要相变,冷速为 $0.25\sim 0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时存在少许贝氏体相变,所以推测1.43Al 钢贝氏体转变的临界冷速约为 $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.从图12(a)可见,当冷速在

$0.02\sim 0.10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,1.43Al 钢发生明显的高温相变.截取 $0.02\sim 0.10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 冷速在 $600\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的微分曲线如图12(c)所示.从图12(c)可见,当冷速为 $0.02, 0.05$ 和 $0.08\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,微分曲线在 $750\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 间出现一个明显的峰,且在 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右产生一个向下的小峰和一个向上的峰,结合图4(d),推测 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左

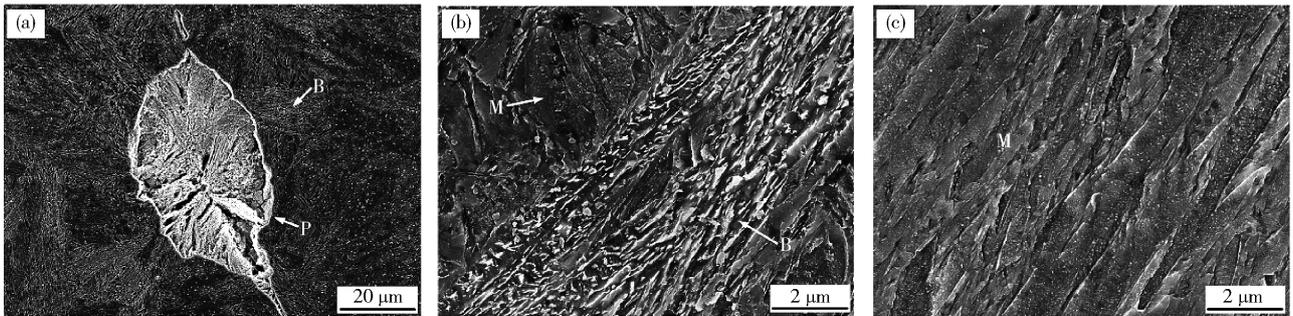


图 11 0.77Al 钢不同冷速下组织形貌的扫描电镜照片。(a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ P+B; (b) $0.10\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ B+M; (c) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ M

Fig. 11 SEM images showing the morphology of 0.77Al steel at different cooling rates: (a) $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, P+B; (b) $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, B+M; (c) $10.0\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, M

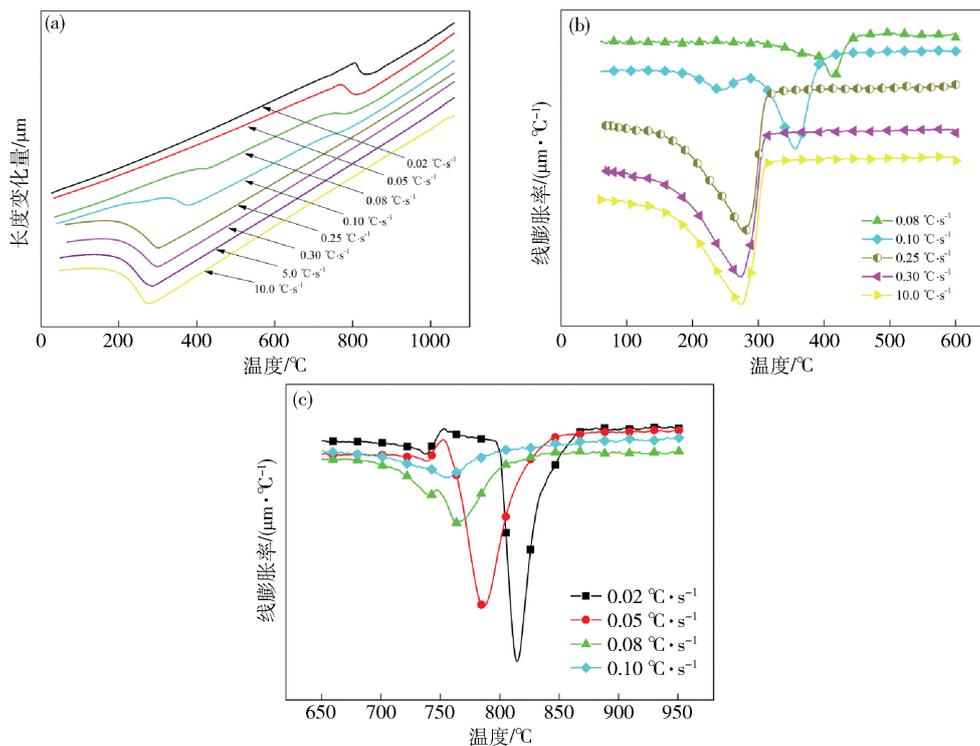


图 12 1.43Al 钢热膨胀实验结果。(a) 过冷奥氏体膨胀曲线; (b) 600 °C 以下线膨胀率与温度的关系曲线; (c) 650 °C 以上线膨胀率与温度的关系曲线

Fig. 12 Dilatometric experiment results of 1.43Al steel: (a) expansion curves of super-cooled austenite; (b) relationship between linear expansion rate and temperature below 600 °C; (c) relationship between linear expansion rate and temperature above 650 °C

右的峰是磁致伸缩所导致^[10],但部分磁性转变峰与高温下的相变峰相重叠。图 13 和图 14 是 1.43Al 钢不同冷速下的金相组织及其扫描电镜照片。结合图 12(c)、图 13(a) 和图 14(a) 中组织形貌及明亮区域的显微硬度(约 200 HV),判断 1.43Al 钢在 750 ~ 900 °C 间的一个相变峰包含了两类高温相变,为先共析铁素体(ferrite,图中简称为 F)和珠光体相变,其形貌的扫描电镜照片如图 14(a) 所示,且在 $0.05\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 和 $0.08\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 冷速下出现多种形态的珠光体,如图 14(b) ~ (d) 所示,其中图 14(d) 是典型的层片状珠光体组织。

2.3 CCT 曲线对比分析

不同 Al 含量的 SDAH13 钢的 CCT 曲线如图 15 所示。对比图 15(a) ~ (c) 可知:随着 Al 含量的升高,其中贝氏体转变的临界冷速基本不变,约为 $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$,但相同冷速下贝氏体转变开始温度略有提高,且贝氏体区变宽;珠光体转变临界冷速从 $0.02\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 提高到 $0.30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$;当冷速在 $0.02\sim 0.08\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 时,1.43Al 钢有先共析铁素体产生,即 Al 元素使 SDAH13 钢的共析转变点向右移动^[6,14]。所以 Al 元素的加入不仅提高了珠光体转变的临界冷速,而且提高了珠光体和贝氏体的形成温度。

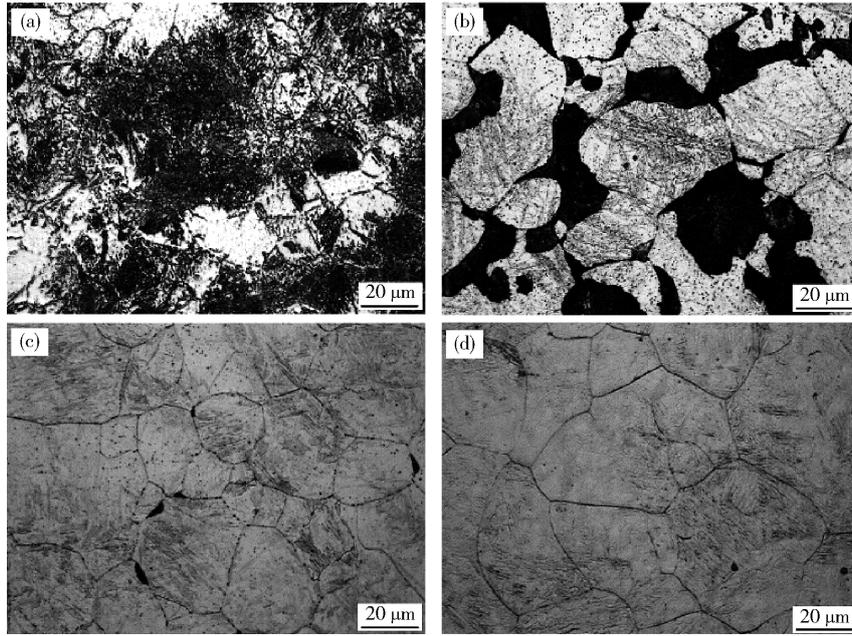


图 13 1.43Al 钢不同冷速下的金相组织. (a) 0.05 °C·s⁻¹; (b) 0.10 °C·s⁻¹; (c) 0.30 °C·s⁻¹; (d) 10.0 °C·s⁻¹

Fig. 13 Optical microstructures of 1.43Al steel cooled at different cooling rates: (a) 0.05 °C·s⁻¹; (b) 0.10 °C·s⁻¹; (c) 0.30 °C·s⁻¹; (d) 10.0 °C·s⁻¹

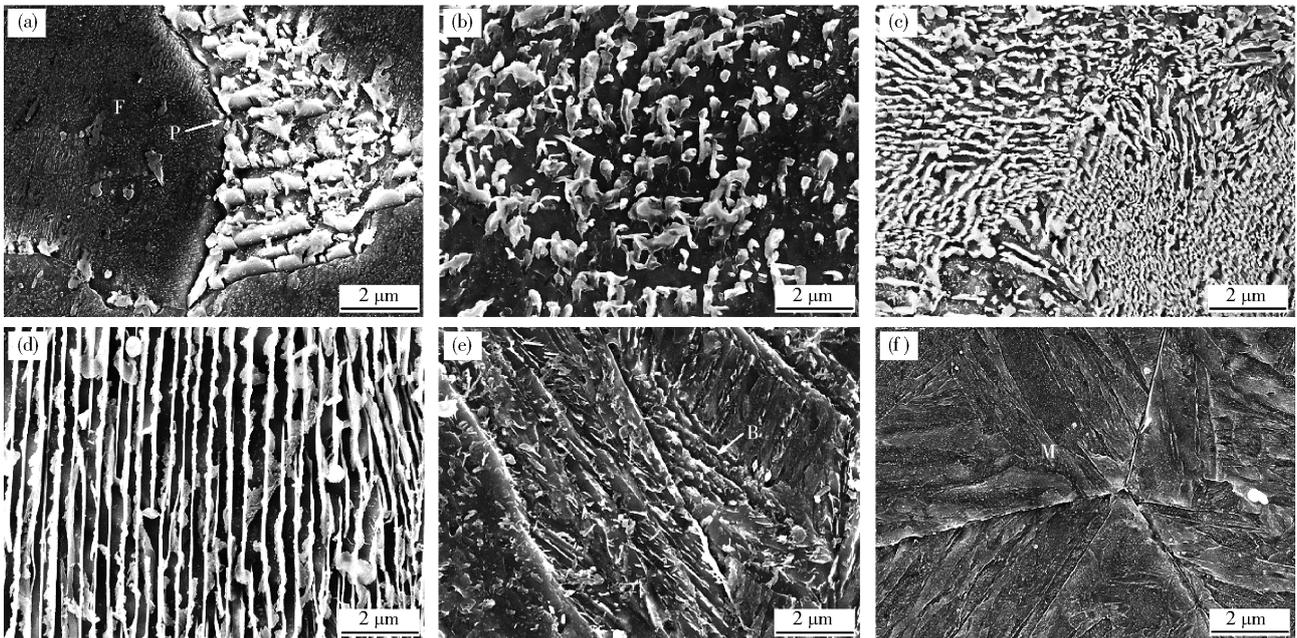


图 14 1.43Al 钢不同冷速下组织形貌的扫描电镜照片. (a) 0.05 °C·s⁻¹, P + F; (b) 0.05 °C·s⁻¹, P; (c) 0.08 °C·s⁻¹, P; (d) 0.08 °C·s⁻¹, P; (e) 0.10 °C·s⁻¹, B + M; (f) 10.0 °C·s⁻¹, M

Fig. 14 SEM images showing morphology of 1.43Al steel at different cooling rates: (a) 0.05 °C·s⁻¹, P + F; (b) 0.05 °C·s⁻¹, P; (c) 0.08 °C·s⁻¹, P; (d) 0.08 °C·s⁻¹, P; (e) 0.10 °C·s⁻¹, B + M; (f) 10.0 °C·s⁻¹, M

珠光体转变属于扩散型相变,新相的形成和长大都要依靠原子的长距离扩散及相界面移动,共析转变温度的提高增加了珠光体相变的热力学驱动力,同时碳在奥氏体中活度的提高有利于过冷奥氏体中合金碳化物的形成,两者的共同作用促进珠光体形核及长大,

所以 Al 含量的增加,提高了珠光体转变的临界冷速及相同冷速下的转变开始温度和最终的转变量.贝氏体相变是铁原子切变和碳原子扩散两个过程的耦合^[15],既具有珠光体相变的扩散特征,又具有马氏体相变的切变特征.前文已指出,Al 降低了奥氏体向马氏体转

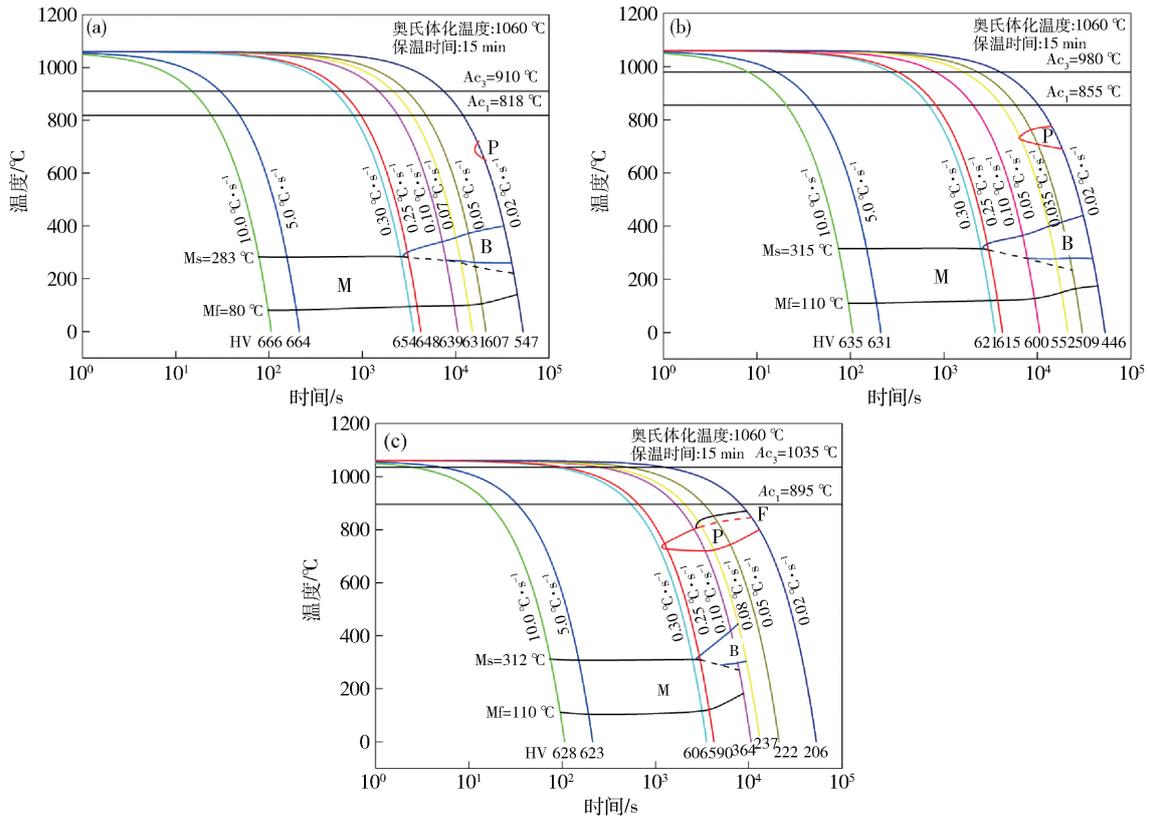


图 15 SDAH13 钢的 CCT 曲线. (a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al
 Fig. 15 CCT diagrams of SDAH13 steels: (a) 0Al; (b) 0.77Al; (c) 1.43Al

变的切变阻力,所以 Al 元素也可以降低贝氏体相变时的切变阻力,提高贝氏体转变的开始温度,这与赵爱民等^[9]的研究结果相符。但是,本文 SDAH13 钢的贝氏体区的鼻尖温度基本都在 300 °C 左右,碳及合金元素的扩散受到明显抑制,所以 SDAH13 钢贝氏体相变的临界冷速没有明显变化。

将三种 SDAH13 钢不同冷速下的硬度变化曲线绘制在图 16 中。从图 16 可知,三种 SDAH13 钢的硬度均随着冷速的升高而增大。0Al 和 0.77Al 钢分别在 0.02 °C·s⁻¹冷速和 0.02~0.05 °C·s⁻¹冷速下存在珠光体,所以硬度都相对较低。1.43Al 在 0.02~0.08 °C·s⁻¹冷速下主要是铁素体和珠光体的混合组织,显微硬度在 200~240 HV 之间。当冷速大于 0.08 °C·s⁻¹时,显微硬度发生突变,主要是因为先共析铁素体相基本消失。当冷速从 0.10 °C·s⁻¹变化到 0.30 °C·s⁻¹时,由于珠光体相的逐渐减少及马氏体相的逐渐增多,显微硬度明显上升。在所有冷速范围内 0.77Al 钢和 1.43Al 钢的显微硬度均低于 0Al 钢,在较低的冷速范围内,造成上述现象的主要原因是 0.77Al 和 1.43Al 钢产生较多的珠光体或先共析铁素体组织。对比图 6(b)和图 9(b)中 0.05~0.10 °C·s⁻¹范围内的线膨胀率和温度的关系曲线可知,在同一冷速下,0.77Al 钢的贝氏体含量与马氏体含量的比值明显大于 0Al 钢

的。这也是前者硬度小于后的一个因素。在较高冷速范围内,一方面由于 0.77Al 和 1.43Al 钢淬火态残留奥氏体较少,如图 5 所示,有利于提高其淬火硬度,但另一方面由于 0.77Al 和 1.43Al 钢的 Ac₃ 较高,在相同的奥氏体化温度下,其过热度较小,碳化物的溶解及合金元素的扩散均不充分,所以其奥氏体中碳及合金元素含量也相对较低,淬火得到的马氏体硬度不高,且后者占主导因素,最终导致淬火硬度下降。

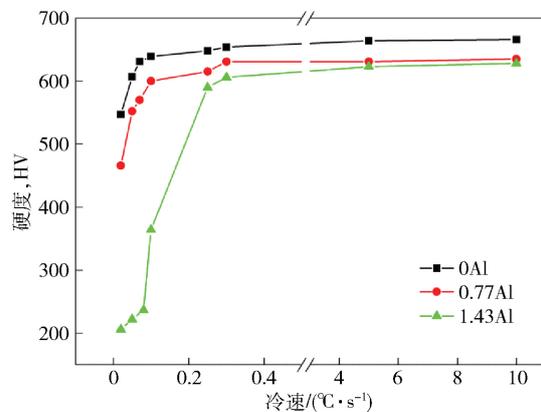


图 16 不同冷速下实验钢的硬度变化曲线
 Fig. 16 Hardness of the experimental steels at different cooling rates

3 结论

(1) Al 元素的加入显著提高 SDAH13 钢的相变

点. Al 质量分数为 0.77% 和 1.43% 的 SDAH13 钢的 A_{c1} 分别比无 Al 的 SDAH13 钢提高 37 °C 和 77 °C, A_{c3} 分别提高 70 °C 及 125 °C, 而 M_s 点均比无 Al 的 SDAH13 钢高约 30 °C. 在 1060 °C 奥氏体化温度下, 淬火态残留奥氏体的体积分数从无 Al 的 SDAH13 钢的 6.81% 分别降低到 Al 质量分数为 0.77% 和 1.43% 的 SDAH13 钢的 3.91% 和 2.65%.

(2) 在 1060 °C 奥氏体温度下, Al 元素对 SDAH13 钢贝氏体相变的临界冷速无明显影响, 均在 $0.30 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 左右, 但使贝氏体相区变宽; 而 Al 质量分数分别为 0.77% 和 1.43% 的 SDAH13 钢的珠光体相变的临界冷速 ($0.05 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 和 $0.3 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$) 均高于无 Al 的 SDAH13 钢 ($0.02 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$), 且 Al 质量分数达到 1.43% 时 SDAH13 钢在 $0.02 \sim 0.08 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 冷速内出现先共析铁素体组织.

(3) 在 $0.02 \sim 10.0 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 冷速范围内, Al 质量分数为 0.77% 和 1.43% 的 SDAH13 钢的硬度均比无 Al 的 SDAH13 钢低, Al 质量分数为 1.43% 的 SDAH13 在 $0.02 \sim 0.08 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 范围内的硬度仅为 206 ~ 364 HV, 且两种含 Al 的 SDAH13 钢的淬火态硬度比无 Al 的 SDAH13 钢低 30 ~ 40 HV.

参 考 文 献

- [1] Liu J A, Liu Y, Hang P Z, et al. Development situation and market analysis of aluminum alloy modern extrusions. *Light Alloy Fabr Technol*, 2013, 41(3): 13
(刘静安, 刘煜, 韩鹏展, 等. 现代铝合金挤压新材料的发展概况及市场分析. 轻合金加工技术, 2013, 41(3): 13)
- [2] Zheng S Q, Wang Y. Effect of aluminium on the red hardness of high speed steel. *Heat Treat*, 2005, 20(3): 3
(郑双七, 王豫. 铝对高速钢 (HSS) 红硬性的影响. 热处理, 2005, 20(3): 3)
- [3] Xu Z Y. Function of aluminum in high speed steel. *Mater Mech Eng*, 1993, 17(2): 4
(徐祖耀. 铝在高速钢中的作用. 机械工程材料, 1993, 17(2): 4)
- [4] Li S S, Liu Y H, Song Y L, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of 5Cr5MoV modified by aluminum. *Mater Des*, 2015, 83: 483
- [5] Bacalhau J B, Barbosa C A. Characteristics of the new developed hot work tool steel for aluminium extrusion // *Proceedings of the 9th International Tooling Conference*. Leoben, 2012: 175
- [6] Chi H X, Ma D S, Yong Q L, et al. Effect of aluminum on critical point and quenched microstructure of Cr8WMo2V2SiNb steel. *Trans Mater Heat Treat*, 2009, 30(6): 61
(迟宏宵, 马党参, 雍岐龙, 等. 铝对 Cr8WMo2V2SiNb 钢临界点及淬火组织的影响. 材料热处理学报, 2009, 30(6): 61)
- [7] Kasatkin O G, Vinokur B B, Pilyushenko V L. Calculation models for determining the critical points of steel. *Met Sci Heat Treat*, 1984, 26(1): 27
- [8] Shi S Q, Wang B Q, Furuhashi T, et al. Rational Al amount in chemical composition of UHCS. *Ordinance Mater Sci Eng*, 2006, 29(6): 26
(石淑琴, 王宝奇, 古原忠, 等. 超高碳钢化学成分中铝含量的合理选择. 兵器材料科学与工程, 2006, 29(6): 26)
- [9] Zhao A M, Zhang Y G, Zhao Z Z, et al. Influence of aluminum and phosphorus on solid transformation of TRIP steels. *Trans Mater Heat Treat*, 2011, 32(4): 82
(赵爱民, 张宇光, 赵征志, 等. Al 与 P 对 TRIP 钢固态相变的影响. 材料热处理学报, 2011, 32(4): 82)
- [10] Xu J, Du Z M, Zhang Q Z, et al. Calculation of alloy steel CCT-diagram. *J Univ Sci Technol Beijing*, 1992, 14(6): 681
(徐骏, 杜振民, 张奇真, 等. 合金钢 CCT 曲线计算. 北京科技大学学报, 1992, 14(6): 681)
- [11] Kop T A, Sietsma J, Zwaag S V D. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels. *J Mater Sci*, 2001, 36(2): 519
- [12] Yang R C, Zhao L M, Wang B, et al. Valence electron theory analysis of action mechanism of aluminum in alloy steels. *Trans Mater Heat Treat*, 2009, 30(4): 185
(杨瑞成, 赵丽美, 王彬, 等. 铝在合金钢中作用机理的价电子理论分析. 材料热处理学报, 2009, 30(4): 185)
- [13] Park B J, Choi J M, Lee K J. Analysis of phase transformations during continuous cooling by the first derivative of dilatation in low carbon steels. *Mater Charact*, 2012, 64: 8
- [14] Wang B Q, Song X Y, Li H J, et al. Effects of aluminium addition on the behaviour of pro-eutectoid carbide precipitation and eutectoid transformation in ultra-high carbon steels. *Trans Mater Heat Treat*, 2006, 26(6): 91
(王宝奇, 宋晓艳, 李红娟, 等. 铝对超高碳钢共析转变及先共析碳化物析出行为的影响. 材料热处理学报, 2006, 26(6): 91)
- [15] Wang S D, Yu D G. Thermodynamic study of bainitic transformation in Fe-C alloys. *Acta Metall Sin*, 1989, 25(4): 23
(王世道, 俞德刚. Fe-C 合金贝氏体相变热力学研究. 金属学报, 1989, 25(4): 23)