文章编号: 1004-0609(2014)04-0870-08

淬火速率对 7085 铝合金时效行为的影响

张新明^{1,2},谈琦^{1,2},刘胜胆^{1,2},吴豫陇^{1,2},宋丰轩^{1,2},刘星兴^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室,长沙 410083)

摘 要:通过末端淬火实验、硬度测试、透射电子显微镜和差示扫描量热法,研究淬火速率对 7085 铝合金时效 行为的影响。结果表明:在末端淬火过程中,距离淬火端越近,淬火速率越大,时效后的峰值硬度越高。当时效 温度较低时,淬火速率越大,则空位扩散激活能越小,时效处理后的硬度达到峰值的时间越短,硬度值越大;随 着时效温度的提高,不同淬火速率样品达到峰值的时间不断接近;当时效温度达到 160 ℃时,不同淬火速率样品 达到峰值的时间相同,均为 10 h。TEM 分析结果表明:随着淬火速率降低,淬火过程中析出的平衡相 η 数量和尺 寸也随之增加,时效后析出的强化相 η′数量减少,尺寸增加,弥散程度降低。 关键词: 7085 铝合金;淬火速率;时效;扩散激活能;微观组织

中图分类号: TG 146.2 文献标志码: A

Effect of quenching rate on aging behavior of 7085 aluminum alloy

ZHANG Xin-ming^{1, 2}, TAN Qi^{1, 2}, LIU Sheng-dan^{1, 2}, WU Yu-long^{1, 2}, SONG Feng-xuan^{1, 2}, LIU Xing-xing^{1, 2}

 School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
 Key Laboratory of Nonferrous Materials Science and Engineering, Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of quenching rate on aging behavior of 7085 aluminum alloy was investigated by means of end quenching test, hardness test, transmission electron microscopy (TEM) and differential scanning calorimeter (DSC). The results show that the faster the quenching rate is, the higher the peak hardness is. With the quenching rate increasing, the lower the aging temperature is, the shorter time reaching the peak hardness is and the higher the hardness gets, which is related to the decrease of the vacancy diffusion activation energy. With the aging temperature increasing, the time reaching the peak hardness gets closer and closer, when aging at 160 °C, the peak aging time are all 10 h. TEM observation shows that, with the decrease of quenching rate, the number and the size of quench-induced equilibrium η phase increase. After aging, the number and the diffusion degree of η' strengthening precipitates decrease and the size becomes larger.

Key words: 7085 aluminum alloy; quenching rate; aging; diffusion activation energy; microstructure

7xxx 系(Al-Zn-Mg-Cu 系)铝合金是时效强化合金,具有高强度、低密度、较好的韧性和耐腐蚀性等特点,作为航空航天领域的主要结构材料,得到广泛应用^[1-3]。随着飞机结构件大型化和整体化的发展,迫

切需要超大厚度的高性能铝合金锻件、板材^[4-7]。美国 Alcoa 公司于 2003 年率先推出具有高淬透高强高韧耐 蚀的 7085 合金,淬透厚度可达 300 mm。目前,该合 金已成功应用于空客 A380 飞机的翼梁和起落架等重

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619500)

收稿日期: 2013-07-22; 修订日期: 2013-11-27

通信作者: 张新明, 教授, 博士; 电话: 0731-88830265; E-mail: xmzhang_cn@yahoo.cn

要承力构件,并做出了世界上最大的模锻件,达到 3.9 t^[8-11]。

众所周知,制备高强铝合金厚截面材料的主要难 题是从表层到芯层的性能均匀性难以实现(表层与芯 层性能差需要控制在10%以内)。近年来,国内外学者 针对与7085铝合金的相关研究层出不穷。相关报道表 明,在淬火过程中,随着淬火速率的降低,晶界析出 相粗化,时效后合金力学性能和抗应力腐蚀性能降 低[12-13]。这是因为淬火速率减小时,固溶体发生分解, 在(亚)晶界、弥散粒子上析出无强化效果的第二相, 消耗了溶质原子,减少了时效沉淀强化相的数量。 Al-Zn-Mg-Cu 合金时效析出序列通常可以表示为: 过 饱和固溶体 \rightarrow GP 区 \rightarrow n'相 \rightarrow n 相,其中与基体共格的 GP 区和与基体半共格的 n'相起强化作用。对于 T6 态 7085 铝合金来说,高密度的沉淀强化相均匀分布在基 体中,同时,晶界析出相细小且连续分布^[14]。时效是 空位扩散的过程,淬火过程中的淬火速率不同,时效 响应速率和强化效果也不同。NEWKIRK 等^[15]研究淬 火速率对 7075 和 7050 合金硬度及微观组织的影响。 综上所述,研究淬火速率对时效行为的影响对于提高 厚板均匀性意义重大。因此,本文作者采用末端淬火 的方法研究不同淬火速率对时效行为的影响规律,以 完善厚板淬火时效工艺,为获得满足性能要求的7085 铝合金厚板提供参考。

1 实验

实验材料为 110 mm 厚的 7085 铝合金厚板,其化 学成分为 Al-7.0Zn-1.56Mg-1.74Cu-0.1Zr(质量分数, %)。从板材表层上切取尺寸为 25 mm×25 mm×125 mm的末端淬火试样,一端车出 d 20 mm×10 mm的 凹槽,作为喷水冷却端,另一端中心钻出 M5 mm×15 mm的螺纹孔来固定试样。试样在 SX-4-10 型电阻炉 中以 470 ℃的温度恒温固溶 1 h, 然后迅速转移(转移 时间小于10s)到末端淬火装置上进行喷水冷却,水温 约为20℃。待试样完全冷却至室温后,分别在100、 120、140、160 ℃进行单级时效处理。将时效后的试 样从中间切开,按硬度测试的要求打磨表面,从喷水 冷却端开始,沿中心线方向测试不同位置处的 Vickers 硬度。在每个位置沿与中心线垂直方向测5个硬度值, 计算出平均值作为该位置的硬度。硬度测试在 HV-10B型维氏硬度计上进行,载荷为29.4 N,加载 时间为15 s。另取相同尺寸的末端淬火试样在距喷水 端 3、23、43、58 和 78 mm 处钻出 d 5 mm 的小孔预 埋热电偶,测得端淬过程中这5个位置的冷却曲线。

在末端淬火试样的不同位置截取样品进行差示扫 描量热分析和微观组织分析,透射电镜(TEM)分析在 TECNAIG²20型电镜上进行,加速电压为200 kV;电 镜样品先预磨成厚约 0.08 mm 的薄片,再冲成 d 3 mm 的圆片后进行双喷减薄。电解液为20%HNO₃+ 80%CH₃OH(体积分数),采用液氮冷却,温度控制在 -30 ℃与-20 ℃之间。差示扫描量热分析(DSC)在 NETZSCH STA 449C型热分析仪上进行。试样剪成约 为d 5 mm 的圆盘样品,厚度约 0.2 mm,质量控制在 (15±1) mg。实验的温度范围为30~475 ℃,从室温匀 速升温至所需温度,升温速率为10 K/min。

2 结果与分析

2.1 冷却曲线

图 1(a)所示为离喷水端不同距离处的冷却曲线。 在 150~450 ℃之间,温度快速下降;低于 150 ℃后,



图 1 末端淬火 7085 铝合金板中不同位置的冷却曲线和淬 火速率曲线

Fig. 1 Cooling (a) and quenching rates(b) curves at different positions of end-quenched 7085 aluminum alloy

温度下降速率变慢。随距喷水端距离的增加,温度下降的速率逐渐减小。图 1(b)所示为温度区间 200~400 ℃的平均淬火速率。由图 1(b)可知,在距离喷水端 40 mm 以内,淬火速率快速下降;大于 40 mm 以后,淬火速率变化不大,近似成一条水平线;在距离喷水端 3 mm 处淬火速率为 1967 ℃/min;在距离喷水端 23 mm 处,仅为 370 ℃/min;在距离喷水端 78 mm 处,降至 148 ℃/min。

2.2 时效硬度曲线

图 2 所示为不同温度的时效硬度曲线。为了更加

方便地研究时效硬度变化规律,将具体数据列于表 1 中。结合图 2 和表 1 可以发现,在时效温度为 100 ℃ 时,淬火速率为 1967 ℃/min 样品的硬度达到峰值时 间较短,淬火速率为 370 ℃/min 样品的硬度达到峰值 时间次之,淬火速率为 148 ℃/min 样品硬度达到峰值 所需时间最长,当时效温度为 120 ℃或 140 ℃时,不 同淬火速率样品硬度达到峰值的时间具有相同规律,即 在较低温度进行时效处理时,随着淬火速率的降低,样 品达到峰值的时效时间延长。同时,比较不同温度时 效处理,不同淬火速率的样品硬度达到峰值的时间差 可以发现,随着时效温度的升高,不同淬火速率样品



Fig. 2 Hardness curves of 7085 aluminum alloy at different aging temperatures: (a) 100 °C; (b) 120 °C; (c) 140 °C; (d) 160 °C

Table 1 Peak aging time and hardness of 7085 aluminum alloy at different quenching rates

| Tomporaturo/°C | 1967 °C/min | | 370 | °C/min | 148 °C/min | |
|----------------|-------------|--------------|--------|--------------|------------|--------------|
| | Time/h | Hardness, HV | Time/h | Hardness, HV | Time/h | Hardness, HV |
| 100 | 48 | 177.5 | 96 | 176.3 | 144 | 173.1 |
| 120 | 24 | 182.0 | 36 | 177.3 | 48 | 171.0 |
| 140 | 16 | 177.0 | 20 | 172.7 | 24 | 167.6 |
| 160 | 10 | 177.5 | 10 | 171.7 | 10 | 162.7 |

表1 不同淬火速率的 7085 铝合金到达时效峰值的时间和硬度值

硬度达到峰值的时间越接近,当时效温度为160℃时, 不同淬火速率的样品硬度在同一时间达到峰值。

进一步分析表 1 中数据还可以发现,淬火速率为 1967 ℃/min 的样品经 120 ℃时效 24 h 达到硬度的最 大值 182.0 HV,其他 3 个温度所达到的硬度峰值较小 且相差不多;而淬火速率为 148 ℃/min 的样品经 100 ℃时效 144 h 时,达到硬度的最大值 173.1 HV,且随 着时效温度的升高,峰值硬度降低。当时效温度为 100 ℃时,淬火速率为 148 ℃/min 的时效峰值硬度较 1967 ℃/min 的下降了 2.5%左右。120 ℃时,硬度下降幅度 约为 6.0%;140 ℃时,硬度下降幅度约为 5.3%;160 ℃ 时,硬度下降幅度约为 8.3%。通过分析可知,经 100 ℃时效后两种淬火速率 1967 ℃/min 和 148 ℃/min 的 峰值硬度差最小,仅为 2.5%,120 ℃和 140 ℃差值接 近,160 ℃差值最大,说明样品在 100 ℃时效时体现 的淬火敏感性最低。

为了更好地研究不同淬火速率样品的时效行为, 可以根据时效硬度计算空位扩散激活能,文献[16]中 指出,计算公式可表示为: ln *D* – [*H* /(*RT*)] + ln *t* = 0, 其中 *D* 为空位扩散系数,*H* 为空位扩散激活能,*R* 为 气体常数,*T* 为时效温度,*t* 为硬度达到峰值的时间。 从式中可以看出, ln *t* 与 1/*T* 成线性关系。

综上所述,根据不同时效温度和不同淬火速率样品,硬度达到峰值所对应的时间,就可以计算不同淬火速率样品的空位激活能。7085 铝合金不同温度下达到时效峰时间的对数和热力学温度的关系如图 3 所示。线性偏差系数r分别为0.99243、0.9933 和0.99449,可见线性关系是良好的。

令直线方程为: *y=kx+b*,为了求出方程中的 *k* 值 与 *b* 值,对数据采用最小二乘法进行处理,结果见



图 3 7085 铝合金不同温度达到时效峰时间的对数和热力 学温度的关系曲线图

Fig. 3 Variation of logarithm of aging peak time as function of thermodynamics temperature for 7085 aluminum alloy

表2。

根据
$$k = \frac{n \sum x_i y_i - \sum x_i \sum y_i}{n \sum x_i^2 - (\sum x_i)^2}$$
 , $b = \frac{\sum y_i - k \sum x_i}{n}$,

将表2中数据代入计算可得:

 k_1 =4.14, b_1 =0.92, H_1 =kR=34.42 kJ/mol;

 k_2 =5.97, b_2 =-3.31, H_2 =kR=49.63 kJ/mol;

 $k_3 = 7.03, b_3 = -5.73, H_3 = kR = 58.44 \text{ kJ/mol}$

计算结果表明,随着淬火速率的降低,空位扩散 激活能变大。在淬火过程中,淬火速率越小,析出的 平衡相的数量越多,固溶体中的过饱和度越低,时效 时析出所需的空位激活能越大,析出越困难。因此, 在相同温度,淬火速率越慢,达到峰值所需的时间 越长。

 Table 2
 Data processing result of the least square method

| | 1 | e | 1 | | | | | |
|-------------|-------------------|-----------------------|----------------------|-----------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|----------------------|
| <i>T</i> /K | x_i | \mathcal{Y}_i | | | $x_i y_i$ | | | r^2 |
| | | y_{1i} | y_{2i} | y_{3i} | $x_i y_{1i}$ | $x_i y_{2i}$ | $x_i y_{3i}$ | \mathcal{A}_{l} |
| 373 | 2.68 | 12.06 | 12.75 | 13.16 | 32.33 | 34.19 | 35.28 | 7.19 |
| 393 | 2.54 | 11.37 | 11.77 | 12.06 | 28.92 | 29.95 | 30.69 | 6.47 |
| 413 | 2.42 | 10.96 | 11.18 | 11.37 | 26.54 | 27.08 | 27.52 | 5.86 |
| 433 | 2.31 | 10.49 | 10.49 | 10.49 | 24.23 | 24.23 | 24.23 | 5.33 |
| | $\sum x_i = 9.96$ | $\sum y_{1i} = 44.88$ | $\sum y_{2i} = 46.2$ | $\sum y_{3i} = 47.08$ | $\sum y_{x_i, y_{1i}} = 112.03$ | $\sum y_{x_i, y_{2i}} = 115.46$ | $\sum y_{x_i, y_{3i}} = 117.72$ | $\sum x_i^2 = 24.86$ |

Note: $x_i = 1 \times 10^{-3} T^{-1}$; $y_i = \ln t$; subscripts 1, 2, 3 represent that quenching rate are 1967, 370 and 148 °C/min, respectively.

2.3 差示扫描量热结果

两种不同淬火速率自然时效态样品的 DSC 曲线 如图 4 所示。通过分析可以发现,吸热峰 P 对应的是 GP 区的溶解,其温度大约在 140 ℃。随后 220 ℃附近 出现放热峰 Q,对应的是 η 相的析出形核和长大。当 温度大于 300 ℃时,η 相开始溶解,出现吸热峰 R^[17]。 当淬火速率为 1967 ℃/min 时,GP 区的溶解峰很明显, 当淬火速率为 148 ℃/min 时,没有发现明显的 GP 区 溶解峰,说明慢速率淬火后,自然时效形成的 GP 区 较少。这是由于慢速率淬火过程中平衡相 η 的析出消 耗了大量的溶质原子,导致溶质和空位浓度降低,因 此,自然时效时析出的驱动力减小,GP 区的析出变得 困难^[18]。

经过分析发现, GP 区回溶后并没有析出η'相, 而 是直接形成平衡相η, 可能是因为溶解峰 P 太小, GP 区太少并且尺寸太小以至于不能稳定形核生成η' 相^[19]。对比图 4 中的两条曲线中的吸热峰 R, 淬火速 率为 148 ℃/min 的 R 峰要比淬火速率为 1967 ℃/min 的大,吸热峰 R 的大小能够用来表示合金时效硬化能 力。R 越大, 溶解的平衡相η 越多,说明淬火时效产 生非强化相η 越多,合金的时效硬化能力越差。





2.4 透射电镜照片

通过透射照片的微观组织观察,来研究不同淬火 速率淬火后自然时效产生的不均匀析出相的情况,如 图 5 所示。从图 5(a)和(d)两种淬火速率低倍照片中可 以发现,淬火速率为 1967 ℃/min 时,基本没有粗大 平衡相的析出,而当淬火速率为 148 ℃/min 时,有少

量粗大析出相出现。当淬火速率较快时,晶内只有大 量马蹄状的 Al₃Zr 粒子析出,如图 5(b)所示。此时由 于淬火速率较高,淬火过程中的平衡相来不及析出, 晶内几乎观察不到粗大平衡相的存在。当淬火速率降 低后,会有一些粗大的 n 平衡相在 Al₃Zr 粒子上形核 析出并且长大,粗大相尺寸最大约为145 nm,如图5(e) 所示。Al₃Zr 弥散相粒子由于再结晶时晶界的运动或本 身的粗化而逐渐失去与基体的共格性,易成为平衡相 的形核位置^[20]。同时,观察图 5(c)和(f)晶界析出状态 发现,晶界上都有平衡相 n 的析出,平衡相的尺寸和 大小与淬火速率有关,但晶界周围没有明显的无沉淀 析出带。当淬火速率较快时,η相的尺寸较为细小, 尺寸只有 25 nm 左右。而随着淬火速率的降低, n 相 变得异常粗大,平均尺寸达到110nm左右。曾有研究 指出^[21],再结晶晶界、亚晶界等晶格畸变较大的区域 可能是η平衡相非均匀形核的有利位置,本实验结果 与其保持一致。

图 6 所示为不同淬火速率样品在 120 ℃时效 24 h 后的 TEM 像。图 6(a)和(b)所示分别为淬火速率为 1967 ℃/min 和 148 ℃/min 的晶内组织。由此可见,当 淬火速率较快时,再结晶晶粒内弥散均匀分布细小的 η'相,而当淬火速率较慢时,相对应的析出相的数量 变少,尺寸有所增加。这种现象的发生是由于在淬火 过程中,随着淬火速率的减小,析出平衡相的数量和 尺寸增加,从而导致时效后 η' 沉淀强化相的数量减少 以及尺寸增加。观察图 6(c)慢速率冷却样品的晶界发 现,在晶界上出现均匀连续分布的粗大平衡 η 相,尺 寸约为 145 nm,且晶界处出现一定宽度的 PFZ,其平 均尺寸约为 110 nm。从图 6(b)中 (001) 方向的透射斑 点可以发现,主要析出相为 η',这说明此时起强化作 用的主要是 η'亚稳相。

不同淬火速率样品在 140 ℃时效 24 h 后的 TEM 像如图 7 所示。通过对比图 7(a)和(c)发现,不同淬火 速率晶界上的差别相当明显,当淬火速率较快时,晶 界析出相连续分布,没有明显的无沉淀析出带;当淬 火速率较慢时,晶界上出现长条状粗大的 η 平衡相, 并且无沉淀析出带很宽,平均可达 150 nm。这是由于 在缓慢淬火过程中,大量平衡相在晶界上形核并长大, 而在后续的时效过程中还可以吸收周围的溶质原子进 一步粗化,导致周围溶质的贫乏,此外淬火过程中空 位向晶界扩散也造成晶界附近空位浓度的降低。图 7(b) 和(d)所示分别为淬火速率为 1967 ℃/min 和 148 ℃/min 的晶内组织,可以明显看出,淬火速率变慢, 强化相的数量减少,尺寸增加。图 7(d)中(001)方向的 透射斑点,与图 6(b)相同,析出相也主要为η'亚稳相。 图 6(b)和图 7(d)所示为淬火速率为 148 ℃/min 的 样品,分别经过不同温度 120 ℃和 140 ℃时效 24 h 后 的 TEM 像。通过对比可以清楚的看到,经过 140 ℃ 时效 24 h 处理后的样品,晶内析出相的尺寸要比 120 ℃时效 24 h 处理的样品更加粗大,数量更少。对比图 6(a)和图 7(b)也可以发现相同的规律。因此,时效相同 时间,时效温度为 120 ℃的硬度应该比 140 ℃的硬度 更高,与表 1 中的数据一致。





Fig. 5 TEM images of 7085 aluminum alloy naturally aged for 2 d at different quenching rates: (a), (b), (c) 1967 °C/min; (d), (e), (f) 148 °C/min



图 7 不同淬火速率 7085 铝合金 140 ℃时效 24 h 的 TEM 像 Fig. 7 TEM images of 7085 aluminum alloy aged at 140 ℃ for 24 h at different quenching rates: (a), (b) 1967 ℃/min; (c), (d) 148 ℃/min

3 结论

1) 淬火速率越小, 空位扩散激活能越大, 相同温 度时效后硬度达到峰值的时间越长。3 种淬火速率 1967 ℃/min、370 ℃/min、148 ℃/min 对应的扩散激活 能分别为 34.42、49.63 和 58.44 kJ/mol, 空位激活能越 大, 析出越困难。

2) 淬火速率越小,时效处理后的峰值硬度越小。 末端淬火过程中,远离淬火端淬火速率下降,析出的 平衡相η数量和尺寸增加,时效后析出的强化相η数 量减少,尺寸增加,弥散程度降低,硬度下降。

REFERENCES

- JAMES T S, JOHN L, Jr WARREN H H. Aluminum alloys for aerostructures[J]. Advanced Materials and Process, 1997, 152(4): 17–20.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C. Recent development in aluminum alloys for aerospace applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(3): 102–107.
- [3] JOHN L. Advanced aluminum and hybrid aero-structure for future aircraft[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1233–1238.
- [4] WARNER T. Recently-developed aluminum solutions for aerospace applications[J]. Mater Science Forum, 2006, 519/521(2): 1271–1278.
- [5] MILLER W S, ZHUANG L, BOTTEMA J, WITTEBROOD A J, de SMET P, HASZLER A, VIEREGGE A. Recent development in aluminium alloys for the automotive industry[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 280(3): 37–49.
- [6] LUCASAK D A, HART R M. Aluminum alloy development efforts for compression dominated structure of aircraft[J]. Light Met Age, 1991, 2(9): 11–15.
- [7] JOHN L. Advanced aluminum and hybrid aerostructures for future aircraft[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1233–1238.
- [8] 楼瑞祥. 大飞机用铝合金的现状与发展趋势[C]// 中国航空学会 2007 年学术年会论文集. 深圳: 中国航空学会材料工程分会, 2007: 1-8.
 LOU Rui-xiang. Present status and trends for giant plane

aluminum alloys[C]// 07'Symposia Proceedings of CSAA. Shenzhen: Chinese Society of Aeronautics and Astronautics, 2007: 1–8.

- [9] 陈 文. 先进铝合金在 A380 上的应用[J]. 航空维修与工程, 2005, 2: 40-41.
 CHEN Wen. Application of advanced aluminum alloys in A380 structures[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2005, 2: 40-41.
- [10] KARABIN M E, BARLAT F, SCHULTZ R W. Numerical and experimental study of the cold expansion process in 7085 plate using a modified split sleeve[J]. Journal of Materials Processing

Technology, 2007, 189(1/3): 45-57.

- [11] CHAKRABARTI D J, LIU J, SAWTELL R R, VENAMAV G B. New generation high strength high damage tolerance 7085 thick alloy product with low quench sensitivity[J]. Materials Science Forum, 2004, 28: 969–974.
- [12] CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, PENG Guo-sheng, LIANG Xin, CHEN Xue-hai. Effect of quenching rate on microstructure and stress corrosion cracking of 7085 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 47–52.
- [13] 陈送义,陈康华,彭国胜,梁 信,陈学海. 热变形温度和淬 火速率对 7085 铝合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学 报, 2012, 22(4): 1033-1038.
 CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, PENG Guo-sheng, LIANG Xin, CHEN Xue-hai. Effect of hot deformation temperature and quench rate on microstructure and property of 7085 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(4): 1033-1038.
- [14] CHEN Song-yi, CHEN Kang-hua, PENG Guo-sheng, JIA Le, DONG Pengxuan. Effect of heat treatment on strength exfoliation corrosion and electrochemical behavior of 7085 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2012, 35: 93–98.
- [15] NEWKIRK J W, MACKENZIE D S. The Jominy end-quench for light-weight alloys development[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2000, 9(4): 408–415.
- [16] 唐文冠, 赖祖涵, 万华明. 7050 铝合金时效动力学研究[J]. 江 西科学, 1992, 10(1): 19-27.
 TANG Wen-guan, LAI Zu-han, WAN Hua-ming. Study on aging dynamics of 7050 aluminum alloy[J]. Jiangxi Science, 1992, 10(1): 19-27.
- [17] 陈军洲. AA7055 铝合金的时效析出行为与力学性能[D]. 哈尔 滨:哈尔滨工业大学, 2008.
 CHEN Jun-zhou. Aging precipitation behavior and mechanical properties of AA7055 aluminum alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008.
- [18] 刘胜胆,李承波,邓运来,张新明.时效对 7055 铝合金厚板 淬透性的影响[J]. 金属学报,2012,48(3):343-350.
 LIU Sheng-dan, LI Cheng-bo, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Influence of aging on the hardenability of 7055 aluminum alloy thick plate[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(3):343-350.
- [19] LIM S T, YUN S J, NAM S W. Improved quench sensitivity in modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1/2): 82–90.
- [20] MORERE B, MAURICE C, SHAHANI R. The influence of Al₃Zr dispersoids on the recrystallization of hot-deformed AA7010 alloys[J]. Metallurgical and Material Transactions A, 2001, 32(3): 625–632.
- [21] 刘文军,张新明,刘胜胆,周新伟.均匀化对 7050 铝合金板 材淬火敏感性的影响[J].中国有色金属学报,2010,20(6): 1102-1109.

LIU Wen-jun, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, ZHOU Xin-wei. Effect of homogenization on quenching sensitivity of 7050 aluminum alloy plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1102–1109.

(编辑 李艳红)