

轧制变形量对 7A55 铝合金淬火敏感性的影响

张新明, 张 翀, 刘胜胆, 朱航飞

(中南大学 材料科学与工程学院, 湖南 长沙, 410083)

摘 要: 为了研究轧制变形量与淬火敏感性的关系, 测量了变形量为 70%, 80%和 90%的 7A55 铝合金轧制板材在不同淬火条件下的拉伸力学性能。结果表明, 热处理 T6 态下合金的强度、延伸率随着淬火速率的增加而提高; 合金的淬火敏感性随着轧制变形量的增加而增大; 固溶发生再结晶的过程中, 与基体共格的 Al_3Zr 粒子被大角度晶界扫过转变为非共格粒子; 在缓慢淬火过程中, 粗大平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 以非共格的 Al_3Zr 粒子作为形核位置析出, 显著减弱时效强化效果, 造成淬火敏感性现象; 再结晶程度随着轧制变形而增大, 是导致淬火敏感性提高的主要原因。

关键词: 7A55 铝合金; 轧制变形量; 淬火敏感性; Al_3Zr

中图分类号: TG172.9

文献标识码: A

文章编号: 1672-7207(2007)04-0589-06

Effect of rolling reduction on quench sensitivity of aluminium alloy 7A55

ZHANG Xin-ming, ZHANG Chong, LIU Sheng-dan, ZHU Hang-fei

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The mechanical properties of aluminium alloy 7A55 plates with different rolling reductions(70%, 80% and 90%) were investigated to obtain the relations between rolling reduction and quench sensitivity. The results show that the strength and elongation of the plates with T6 temper increase with quenching rate; the quench sensitivity of aluminium alloy 7A55 increases with rolling reduction. The migration of high angle grain boundary results in the transformation of the coherent Al_3Zr particles to the incoherent in recrystallization during solution treatment at 470 °C. Furthermore, the incoherent Al_3Zr particles serve as the nucleation sites of $\eta(\text{MgZn}_2)$ during slow quenching, which causes a marked loss of age-hardening and quench sensitivity of the alloy. Therefore, the volume of recrystallization which increases with rolling reduction is mainly responsible for the enhanced quench sensitivity.

Key words: aluminium alloy 7A55; rolling reduction; quench sensitivity; Al_3Zr

7×××铝合金存在淬火敏感性,其力学性能随淬火热速率的减小而降低。大量研究结果表明^[1-2], 淬火敏感性的产生是缓冷时平衡相的析出降低合金的过饱和度和、减弱时效强化效果造成的。影响淬火敏感性的因素有:

a. 平衡相的析出。对于 7×××合金而言, 缓冷淬火过程中, 合金元素(Cu+Mg+Zn)的复合添加会导致

平衡相的析出, 增大合金的淬火敏感性^[2-3]。

b. 晶粒组织形态。再结晶组织及大角度晶界的出现会增大合金的淬火敏感性^[4-6]。

c. 微量元素的作用。微量 Cr 和 Mn 的添加可有效地抑制再结晶、细化晶粒, 但合金的淬火敏感性大大增强。微量 Zr 的添加不仅可以起到上述作用, 而且不会引起严重的淬火敏感性^[7]。

收稿日期: 2006-10-17

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2005CB623700)

作者简介: 张新明(1946-), 男, 湖南常德人, 教授, 博士, 从事材料科学与工程研究

通讯作者: 张新明, 男, 教授, 博士; 电话: 0731-8830265; E-mail: xmzhang@mail.csu.edu.cn

现代航空航天工业的高速发展对 $7\times\times\times$ 合金的大尺寸截面构件尤其是高性能的厚板材料的需求日趋迫切。厚板难以淬透, 其心部的淬火速率很小; 淬火敏感性的存在, 导致厚板表层和心部性能的差异使其整体性能下降。减小合金的淬火敏感性, 提高厚板的淬透性, 是获取高性能合金厚板的合理途径。轧制变形是影响合金力学性能的重要因素, 因为原先的晶粒经剧烈塑性变形转变成扁平、延长的变形组织, 同时轧制获得的变形储能是合金再结晶的驱动力, 而再结晶组织和大角度晶界的出现能提高合金的淬火敏感性。本文作者以轧制变形改变晶粒组织形态为出发点, 研究了轧制变形对 7A55 铝合金淬火敏感性的影响, 并对其影响机理进行分析和探讨。

1 实验

本实验所研究的 7A55 铝合金的化学分析成分如表 1 所示。铸锭的尺寸为 $80\text{ mm}\times 60\text{ mm}\times 20\text{ mm}$, 均匀化处理制度为: $400\text{ }^\circ\text{C}/5\text{ h}+465\text{ }^\circ\text{C}/24\text{ h}$ 。铸锭铣面后于 $420\text{ }^\circ\text{C}$ 预热 2 h, 进行轧制。轧制变形量分别为 70%, 80% 和 90%。板材经 $470\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶后采用 $20\text{ }^\circ\text{C}$ 水、 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 水、 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 水和空气进行淬火, 之后立即进行 $120\text{ }^\circ\text{C}/24\text{ h}$ 人工时效。试样在 CSS-44100 万能拉伸试验机上进行常温拉伸测试。在 7501 型涡流电导仪上测量电导率。在 XJP-6A 型金相显微镜观察金相组织。在 TecNai G²20 型电镜上进行 TEM 透射电镜观察。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of aluminium alloy 7A55

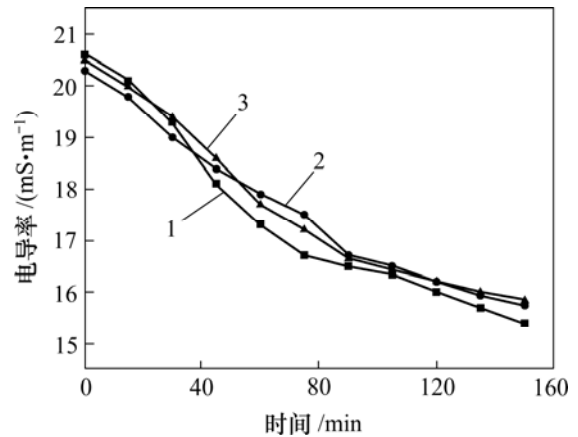
w/%						
Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Al
8.02	2.03	2.11	0.16	<0.05	<0.05	余量

2 实验结果

2.1 固溶时间的确定

一般地, 对于同一铝合金板材, 变形量越大, 所需的固溶时间越短^[8]。将 3 种变形量的试样进行 $470\text{ }^\circ\text{C}$ 的固溶处理, 保温 0~150 min。试样于 $20\text{ }^\circ\text{C}$ 水淬后立即测量其电导率, 电导率曲线如图 1 所示。电导率可反

映合金中溶质的过饱和度, 电导率越低, 过饱和度越高^[9]。图 1 中, 3 条曲线都存在着一个时间点, 在该点之前曲线呈现出陡直下降, 之后平缓下降。对于变形量分别为 70%, 80% 和 90% 的试样, 该时间点依次为 90 min, 90 min, 75 min。这是因为此时大部分合金元素溶入基体, 合金的过饱和度趋于稳定, 取该时间为固溶时间最合适。



1—90%; 2—80%; 3—70%

图 1 固溶处理后的电导率曲线

Fig.1 Electrical conductivity of samples after solution treatment

2.2 拉伸力学性能

表 2 所示为不同淬火条件下 7A55 铝合金的力学性能。从表 2 中可以看出: 在同一变形量下, 从空冷到

表 2 不同淬火条件下 7A55 铝合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of aluminium alloy 7A55 in different quenching conditions

轧制变形量/%	淬火介质	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
70	20 °C 水	615	586	14.3
	60 °C 水	611	583	12.5
	100 °C 水	578	551	11.1
	空气	490	405	10.6
80	20 °C 水	633	607	12.7
	60 °C 水	623	594	12.4
	100 °C 水	588	554	10.2
	空气	498	401	9.7
90	20 °C 水	644	613	12.2
	60 °C 水	617	583	10.8
	100 °C 水	571	543	10.2
	空气	462	354	9.5

20℃水淬随着淬火速率的增大, 合金的抗拉强度(σ_b)和屈服强度($\sigma_{0.2}$)增大。20℃和60℃水淬试样的抗拉强度都在610 MPa以上。100℃水淬试样的抗拉强度为570~590 MPa。而空冷试样的强度损失为最大, 抗拉强度低于500 MPa, 远低于水淬的抗拉强度。试样的延伸率从空冷到20℃水淬随着淬火速率的增加而增大。

2.3 淬火敏感性比较

为了比较各变形量试样的淬火敏感性, 定义如下公式:

$$Q = (\sigma_b - \sigma'_b) / \sigma_b \times 100\%$$

其中: Q 为淬火速率下降造成的强度损失的程度; σ_b 为20℃水淬试样的抗拉强度; σ'_b 为60℃水, 100℃水和空气淬火试样的抗拉强度。 Q 越大, 则因淬火速率下降而造成的强度损失越严重。试样的淬火敏感性如图2所示。由图2可见, 变形量为70%, 80%和90%的试样从20℃水淬到空冷的抗拉强度降幅为20%, 21.3%和28.3%, 而变形量为70%和80%的试样在100℃水淬和空冷条件下的降幅很接近。图2所示结果表明, 随着变形量的增大, 抗拉强度下降的幅度更大, 淬火速率对试样的力学性能的影响增大, 即淬火敏感性增大。综合考虑力学性能、淬火敏感性, 变形量80%的试样性能最优。

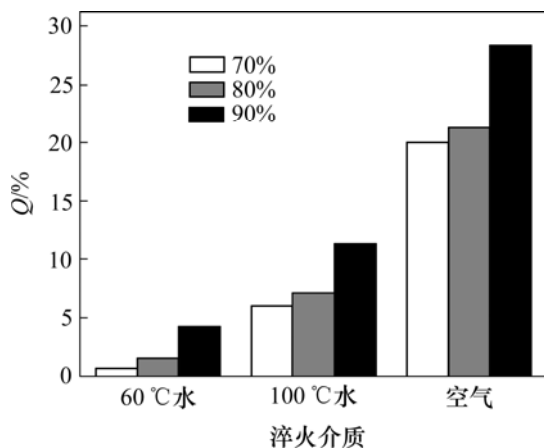


图2 各变形量试样的淬火敏感性

Fig.2 Quench sensitivity of samples with various rolling reductions

2.4 淬火态与时效态电导率比较

图3所示为合金经470℃固溶处理在不同淬火介质中淬火后的电导率以及随后经120℃/24h时效后的电导率。从图3可以看出, 空冷试样的电导率较大, 在

19.5 mS/m以上。这是因为固溶处理过程中, 合金中的 η (MgZn₂)和 T (AlZnMgCu)等第二相相继溶解^[10], 合金元素充分溶入基体。而合金元素在基体中的固溶度会随温度的降低而显著减小, 在空冷条件下, 有足够的时间从基体中缓慢析出, 使合金在室温下获得极低的过饱和度。而20℃水淬的试样电导率降至16.5 mS/m左右, 下降幅度比较空冷的大得多。因为在快速淬火条件下, 合金元素来不及扩散、析出, 故合金获得很高的过饱和度。

经过120℃/24h时效, 合金元素将会以 η' (MgZn₂)的形式从基体中脱溶、析出, 合金的过饱和度会降低, 因此, 时效态的电导率比淬火态的电导率高。从两者的差值可大致反映出时效析出的程度, 空冷条件下电导率差小于0.3 mS/m, 几乎丧失时效强化能力。

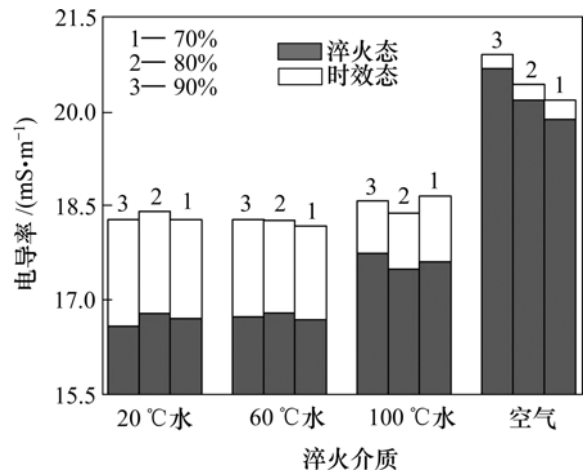
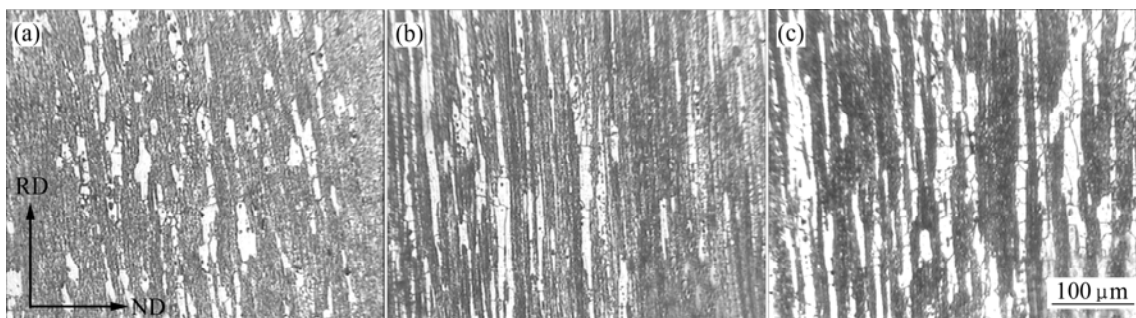


图3 淬火态与时效态的电导率

Fig.3 Electrical conductivity of quenched samples and aged samples

2.5 金相组织比较

合金固溶时发生部分再结晶, 而在120℃时效时由于温度较低, 晶粒组织基本没有变化。时效态的试样用Graff Seagent试剂腐蚀, 20℃水淬试样的时效态组织如图4所示, 其中白色区域为再结晶组织, 黑色区域为未再结晶组织。这是由于Graff Seagent试剂优先腐蚀晶界和亚晶界, 未再结晶部分由于有大量亚结构被腐蚀而呈黑色^[11]。从图4可见, 在纵截面上, 再结晶晶粒沿轧向呈长条纤维状。图4(a)中, 变形量为70%的试样的再结晶组织分布最少, 随着变形量的增大, 再结晶组织增多。



变形量: (a) 70%; (b) 80%; (c) 90%

图4 20 °C水淬试样的时效态组织

Fig.4 Optical morphologies of samples quenched at 20 °C water and aged at 120 °C

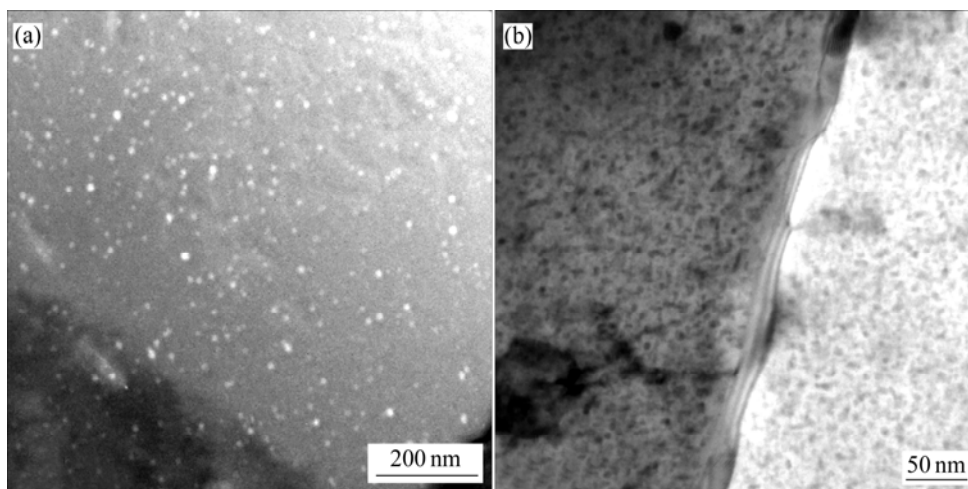
3 分析与讨论

合金固溶处理过程中,在轧制变形所获得的变形储能的驱动下,主要通过PSN机制^[12]发生再结晶。首先在 Al_3Zr 沉淀相密度较低的区域发生再结晶,再结晶晶粒的晶界(大角度晶界)逐步向 Al_3Zr 沉淀相密度高的区域迁移。图5所示为 Al_3Zr 和 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 粒子的形态和分布。从图5(a)可见,反映 Al_3Zr 粒子呈圆球状,粒子间距 $\lambda < 1 \mu\text{m}$,粒子直径 $d < 0.3 \mu\text{m}$,完全满足阻碍晶界迁移的条件,所以 Al_3Zr 会对晶界的移动产生阻滞作用,阻碍再结晶的进行。当大角度晶界扫过 Al_3Zr 粒子时,会使与基体共格的 Al_3Zr 转变为非共格^[5-6]。非共格的 Al_3Zr 与基体间存在高界面能,可作为 $\eta(\text{MgZn}_2)$

的非均匀形核位置^[6]。此外,随机大角度晶界增多,也成为非均匀形核的有利位置。

从图1和图3可知,在快速淬火(水淬)后,合金的电导率与未固溶处理的试样的电导率相比有显著的下降,获得了室温下的过饱和固溶体。合金元素充分溶入基体,为时效析出强化相 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 提供了物质基础和驱动力。在随后的时效过程中, Al_3Zr 可以促进强化相 η' 的析出,且 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 易于在 Al_3Zr 周围非均匀析出^[13]。如图5(b)所示,强化相 $\eta'(\text{MgZn}_2)$ 很细小,在基体中呈弥散分布,这有利于力学性能的提高。

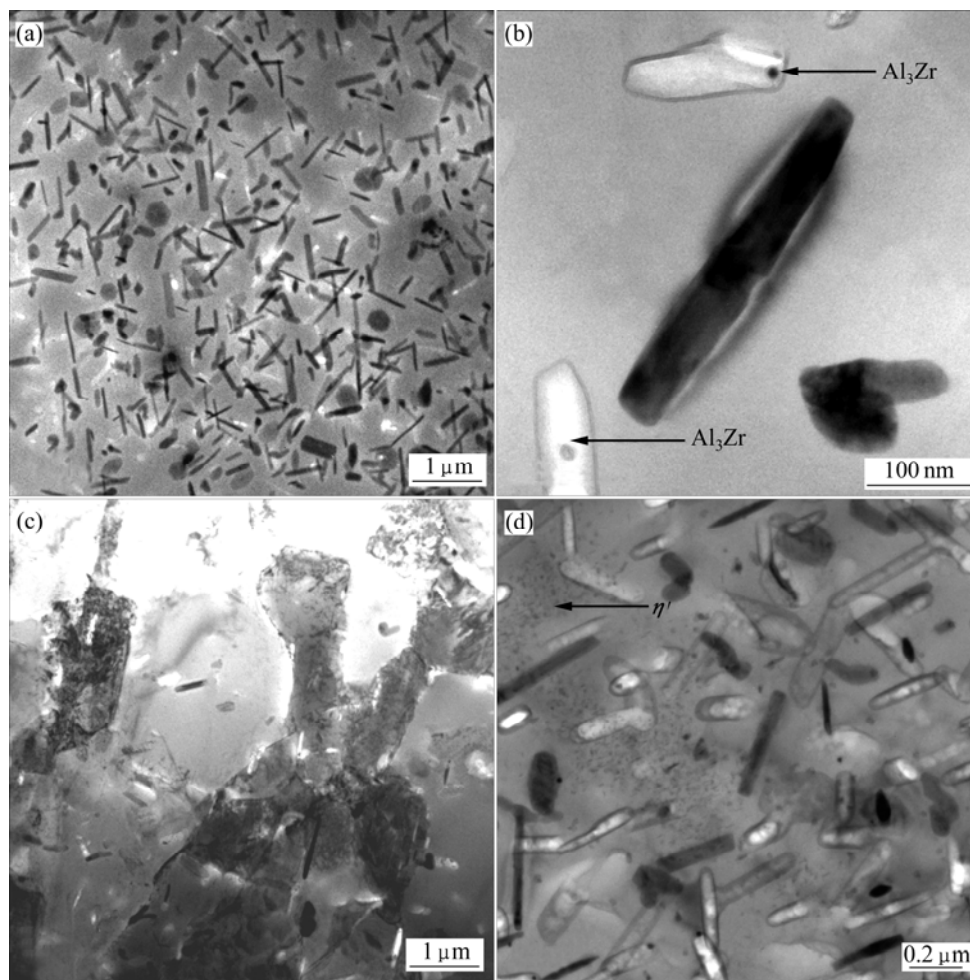
值得注意的是,在缓慢淬火条件下,合金元素在基体中的固溶度会随着温度的下降而显著降低,并且会发生新相析出。如图6(a)所示,空冷过程中会析出大量的粗大平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 。其形态多为条状、盘状;



(a) 20 °C水淬后暗场下的 Al_3Zr ; (b) 20 °C水淬、120 °C/24 h时效后析出的 $\eta'(\text{MgZn}_2)$

图5 Al_3Zr 和 MgZn_2 粒子的形态和分布

Fig.5 Shape and distribution of Al_3Zr and $\eta'(\text{MgZn}_2)$ particles



(a) 粗大平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$; (b) Al_3Zr 作为粗大平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 形核位置;
(c) 平衡相 η 在亚晶组织中的析出; (d) 平衡相 η 对时效相 η' 析出的影响

图6 空冷后的合金组织

Fig.6 TEM images of air quenched sample

析出相的尺寸达到几百纳米, 主要密集分布在再结晶晶粒内。如图 6(b)所示, 条状析出相为 $\eta(\text{MgZn}_2)$, 箭头所指的黑点为圆球状的 Al_3Zr 粒子。有大量的平衡相 η 在 Al_3Zr 粒子上非均匀形核析出, 这类位于再结晶晶粒内的 Al_3Zr 粒子是非共格^[2,6]。另一方面, 如图 6(c)所示, 在亚晶组织中平衡相 η 的数量稀少, 且尺寸相对较小; 相应地, 其对强度损失造成的影响也很小。这是因为亚晶组织中缺乏理想的非均匀形核位置。图 6(d)所示为空冷试样经 120 °C/24 h 时效后的微观组织, 箭头所指的粉末状物质为强化相 η' 。由于平衡相 η 的析出导致基体中溶质的贫乏, 故强化相 η' 的析出量很小, 与图 5(b)形成明显的对比。这反映出时效析出效果的显著降低。未添加 Zr 的合金, 缓冷时只有极少的平衡相 η 于基体中析出, 对合金性能的影响很

小, 未表现出显著的淬火敏感性^[2]。可见, 合金的淬火敏感性与微量 Zr 的添加密切相关。淬火敏感性现象的本质是溶质原子的去向; 缓冷时, 再结晶组织内平衡相 η 的析出是造成淬火敏感性的主因。

轧制变形量大的试样变形储能高, 晶粒单位体积内的界面自由能较高, 再结晶驱动力大, 在固溶过程中, 再结晶的程度较大(如图 4 所示), 出现更多的大角度晶界, 这样, 就有更多与基体共格的 Al_3Zr 粒子被大角度晶界扫过而转变为非共格的粒子, 从而具有更多的非均匀形核位置。缓冷淬火过程中有更多的粗大平衡相 $\eta(\text{MgZn}_2)$ 借助非共格的 Al_3Zr 粒子非均匀形核析出, 消耗更多的溶质原子, 大大降低合金的过饱和度, 导致合金时效后的强度损失更大, 所以, 增大变形量可提高合金的淬火敏感性。

4 结 论

a. 从拉伸力学性能看, 合金的强度、延伸率随着淬火速率的增加而增大; 随着轧制变形量的增大, 合金的淬火敏感性增大。综合考虑力学性能、淬火敏感性, 变形量 80% 的试样性能最优。

b. 轧制变形量大的试样变形储能高, 在固溶处理过程中, 再结晶程度较大, 获得更多的非共格 Al_3Zr 作为缓冷时的非均匀形核位置, 这促进缓冷时粗大平衡相 η 的形核析出, 导致时效后合金的强度损失更大, 所以, 合金的淬火敏感性随轧制变形量的增加而增大。

参考文献:

- [1] Robinson J S, Cudd R L, Tanner D A, et al. Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, 119(1/3): 261–267.
- [2] Conserva M, Fiorini P. Interpretation of quench-sensitivity in Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Metall Trans*, 1973, 4(3): 857–861.
- [3] Eto T, Nakai M. New aspect of development of high strength aluminum alloy for aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering*, 2000, 285(1/2): 62–68.
- [4] Dorward R C, Beerntsen D J. Grain structure and quench-rate effects on strength and toughness of AA7050 Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy plate[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995, 26(9): 2481–2484.
- [5] Deschamps A, Brechet Y. Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy[J]. *Materials Science and Engineering*, 1998, A251(1/2): 200–207.
- [6] Deschamps A, Brechet C. Nature and distribution of quench-induced precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. *Scripta Materialia*, 1998, 39(11): 1517–1522.
- [7] 谢优华, 杨守杰, 戴圣龙, 等. 锆元素在铝合金中的应用[J]. *航空材料学报*, 2002, 22(4): 56–61.
XIE You-hua, YANG Shou-jie, DAI Sheng-long, et al. Application of element Zr in aluminum alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2002, 22(4): 56–61.
- [8] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2003.
LI Song-rui, ZHOU Shan-chu. *Heat treatment of metals*[M]. Changsha: Central South University Press, 2003.
- [9] 张 茁, 陈康华. 固溶处理对 Al-Zn-Mg-Cu 铝合金电导率的影响[J]. *粉末冶金材料科学与工程*, 2004, 9(1): 79–83.
ZHANG Zhuo, CHEN Kuang-hua. Effect of solution heat-treating on electrical conductivity of Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2004, 9(1): 79–83.
- [10] 陈康华, 刘红卫, 刘允中. 强化固溶对 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金力学性能和断裂行为的影响[J]. *中南工业大学学报: 自然科学版*, 2000, 31(4): 339–341.
CHEN Kang-hua, LIU Hong-wei, LIU Yun-zhong. The effect of promotively-solutionizing treatment on the mechanical properties and fracture of ultra high strength 7055 aluminum alloys[J]. *Journal of Central South University of Technology: Science and Technology*, 2000, 31(4): 339–341.
- [11] Robson J D, Prangnell P B. Predicting the recrystallized volume fraction in AA7050 hot rolled plate[J]. *Materials Science and Technology*, 2002, 18(6): 607–619.
- [12] Engler O, Sachot E, Ehrstrom J C. Recrystallization and texture in hot deformed aluminium alloy 7010 thick plates[J]. *Materials Science and Technology*, 1996, 12(9): 717–729.
- [13] 杨守杰, 谢优华, 陆 政, 等. Zr 对超高强铝合金时效过程的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(2): 226–230.
YANG Shou-jie, XIE You-hua, LU Zhen, et al. Influence of zirconium on ageing process in super-high strength aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(2): 226–230.