

6082 铝合金的淬火特性及微观组织

龙社明, 王孟君, 温柳, 梁岩, 陈欣怡

(中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用末端淬火和中断淬火方式, 结合透射电镜(TEM), 研究了 6082 铝合金的淬火特性及微观组织变化特征。结果表明: 在末端淬火试验条件下, 6082 铝合金的淬透深度为 15~20 mm; 淬火敏感区间的平均冷却速率达 20 °C/s 时, 合金时效后形成细小弥散的 β'' 相, 无沉淀析出带 (PFZ) 窄小。在中断淬火的高温保温过程中, 几乎没有 β 平衡相的析出, 时效后获得了较高的硬度; 在中温保温过程中, β 平衡相因消耗周围的溶质原子而快速形成并长大, 导致时效后合金性能大幅度下降; 低温保温过程中, β 平衡相形成缓慢, 随时间增加, 析出数量增多并长大, 影响后续时效强化效果。合金在慢冷和保温过程中, 析出的 β 平衡相大多是以富铁相颗粒作为不均匀形核的核心, 这是造成合金淬火敏感性高的原因之一。

关键词: 6082 铝合金; 淬火; 微观组织; 无沉淀析出带; β 平衡相

中图分类号: TG146.2+1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2553-05

6082 合金属于 Al-Mg-Si 系可热处理强化铝合金, 具有中等强度和良好的焊接、耐腐蚀性能, 常用于各种大型结构件和船舶、汽车、轨道交通零件^[1,2]。合金经固溶-淬火-人工时效以获得最佳的力学性能。淬火速率对材料的力学性能有重要影响^[3-7], 在实际淬火过程中, 为了获得最佳的力学和使用性能, 可加快在淬火敏感区的冷却速率以抑制粗大的析出相生成, 在淬火敏感区间外可适当降低淬火速率以减少加工过程中造成的扭曲的变形。可见选择合适的淬火速率既防止合金在淬火过程中发生脱溶析出、降低合金力学性能, 又能有效控制和降低残余应力。刘君城^[8]等通过 Jominy 末端淬火实验对 2124 铝合金的淬透性做了研究, 李培跃^[9]等研究了淬火介质对 7050 铝合金的淬火特性的影响, Fink 和 Willey^[10]首先运用中断淬火技术获得了 7075-T6 的温度-时间-性能 (TTP) 曲线, 并对淬火敏感性做了评估。Westermann^[11]运用中断淬火技术研究了 AA7108 合金分别在高、中、低温度区间淬火特性及组织特征, 探究了不同保温时间和温度对合金时效后性能和微观组织的影响, 揭示合金淬火敏感性在不同温度各异的原因。根据相关文献^[11-13], 6XXX 系合金在高温、中温和低温 3 个温度区间的淬火敏感性各不相同, 选择不同的淬火方式对研究材料的淬火特性具有重要意义。本实验结合末端淬火和中断淬火方法对 6082 的淬火特性做研究, 为实际生产中

制定合理有效的淬火制度提出理论依据。

1 实验

试验材料合金成分如表 1 所示。末端淬火试样的设计满足一维传热模式, 其长度与直径之比大于 $2^{[14]}$; 为了获取特定点的冷却曲线, 热电偶分别安装在距试样喷水端面 5, 10, 30, 50 和 70 mm 的试棒中心, 如图 1 所示。末端淬火试样固溶制度 540 °C, 2 h, 淬火完成后立即进行 180 °C, 6 h 人工时效。中断淬火试样沿挤压方向切割成 20 mm × 20 mm × 4 mm 的正方形块, 由于试样较小, 于 540 °C, 1 h 固溶后分别放入 490, 350 和 250 °C 的盐浴炉中保温不同时间, 转移时间小于 5 s, 高低温分别保温 10, 60 min, 中温保温 10 min, 保温后立即进行室温水淬处理, 再经 180 °C, 6 h 人工时效后进行硬度测试。

采用 HVS-10 型显微维氏硬度仪测定试样时效后的硬度值, 透射微观组织在 TecnaiG² 20 型透射电镜上进行, 加速电压为 220 kV, 样品先人工减薄至 80 μm , 再冲成直径为 3 mm 的圆片进行双喷减薄, 电解

表 1 6082 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of aluminum alloy 6082 ($\omega/\%$)

Mg	Si	Cu	Fe	Zn	Mn	Cr	Ti	Al
0.98~1.10	1.00~1.12	0.10	0.50	0.20	0.52~0.61	0.25	0.02	Bal.

收稿日期: 2016-09-07

项目基金: 广东省重大科技专项 (2009 A080205003)

作者简介: 龙社明, 男, 1990 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, E-mail: longdadavictor@163.com

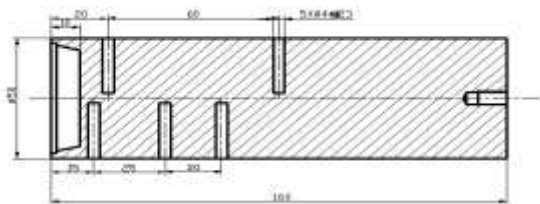


图 1 末端淬火试样尺寸示意图

Fig.1 Sketch of end quenching sample

液为 30% HNO_3 +70% CH_3OH , 温度控制在 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 以下。

2 实验结果

2.1 末端淬火试样冷却曲线

图 2a 所示为 6082 铝合金末端淬火试样不同测量点的淬火冷却曲线, 可以看出, 距离淬火端面越近, 温度下降越快。距淬火端面 5 和 10 mm 位置处在冷却开始 20 s 内温度下降非常快, 随后逐渐变得平缓; 距淬火端面 50 和 70 mm 位置处温度下降相对较平缓。这是由于试样端面与淬火介质发生强烈热交换, 散热最快, 越靠近端面温度下降越快。图 2b 为 6082 铝合金末端试样不同测量点在淬火敏感区间^[15]的平均冷却速率曲线。由图可知, 距淬火断面 5 mm 位置处的冷速为 $20.0\text{ }^\circ\text{C/s}$ 。

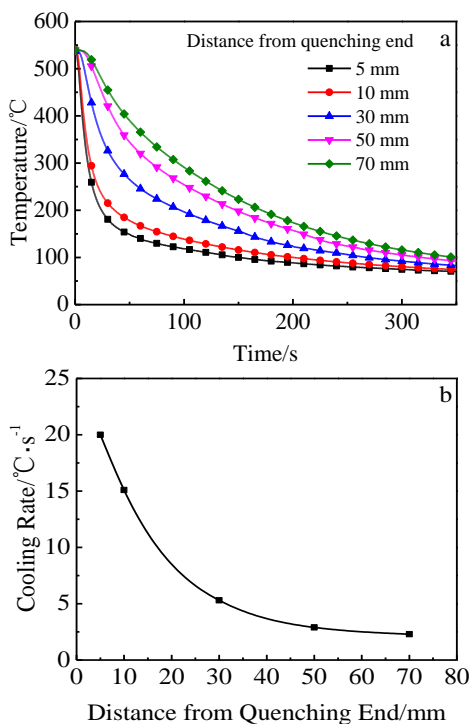


图 2 6082 铝合金末端淬火冷却曲线及淬火冷却速度曲线

Fig.2 Cooling curves (a) and cooling rate curve (b) of 6082 aluminum alloy after end quenching

2.2 末端淬火试样时效态硬度曲线

图 3 是 6082 铝合金末端淬火时效态硬度曲线及对应的硬度损失曲线。可以看到, 6082 铝合金淬火端(取的近似接近淬火端面位置) T6 态峰值硬度为 1157 MPa, 30 mm 处合金的硬度值为 958 MPa, 下降幅度为 17.2%。随着离淬火端距离的增加, 合金时效态硬度均呈下降趋势, 到达一定距离 60 mm 后, 合金硬度值变化不大。若定义 T6 峰值时效硬度最大损失 10% 为合金的临界淬透点^[16], 即对应的距离为淬透深度, 则 6082 铝合金的淬透深度为 15~20 mm。

2.3 中断淬火试样时效态硬度

合金中断淬火后硬度随保温时间的变化如图 4 所示, 由图可看出, 样品硬度随保温时间的延长总体呈下降趋势, 下降幅度与保温温度有关。试样直接淬火时效后硬度为 1178 MPa; 在 $490\text{ }^\circ\text{C}$ 盐浴炉保温 10 min 后, 合金硬度下降到 1052 MPa, 保温 1 h 后, 硬度依然保留到 1018 MPa, 分别只下降了 10.7% 和 13.6%; 在 $250\text{ }^\circ\text{C}$ 盐浴炉保温 10 min, 合金硬度下降到 788 MPa, 保温 1 h 后, 硬度值下降到 599 MPa; 而在 $350\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 10 min 后, 硬度急剧下降到 480 MPa, 下降幅

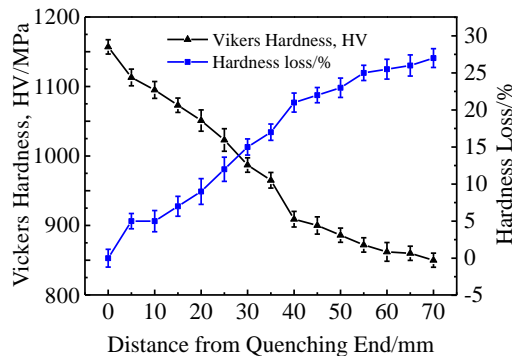


图 3 6082 铝合金硬度变化曲线

Fig.3 Hardness curve along with the change of end quench distance

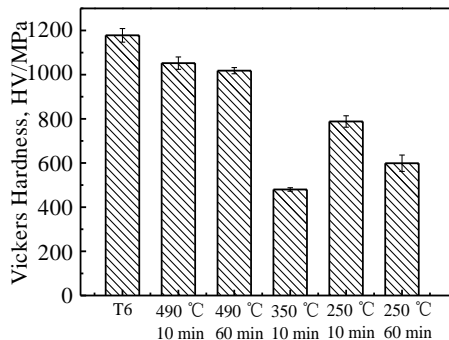


图 4 6082 铝合金人工时效态合金硬度柱状图

Fig.4 Hardness of 6082 aluminum alloy after artificial aging

度达 59.3%，超过峰值硬度的一半。

3 微观组织观察及分析讨论

3.1 末端淬火试样微观组织观察与分析

图 5 是 6082 铝合金末端淬火时效态晶界处 TEM 组织，图 5a 为合金距淬火端 5 mm 位置即冷却速率最大处，晶界上有少量细小的淬火析出相，断开呈链状分布，晶界无沉淀析出带 (PFZ) 窄小，约 100 nm；距淬火端 20 mm 即冷却速率中等时，析出相不断聚集长大，但仍呈不连续分布，且 PFZ 明显宽化，如图 5b 所示；图 5c 中，距淬火端 60 mm 即淬火冷却速率较小处，晶界淬火析出相尺寸有所增加，分布不连续，且无沉淀析出带宽度达 420 nm 左右，图中显示的粗大 β 平衡相上可以看到其核心存在明显的黑色球状相。

图 6 所示为合金 PFZ 宽度随合金淬火速率快慢变化的示意图^[17]。由于邻近晶界的区域缺乏空位，而且不易形核，这些无沉淀区貌似溶质贫乏区。TEM 组织表明，在缓慢冷却过程中，少量 β 相优先在晶界附近形核析出。通常认为，晶界是高能区域，形核激活能低是第二相形核的优先位置。当合金温度下降非常快时，第二相来不及在晶界上形核，PFZ 无沉淀带宽度较小；当合金温度下降缓慢，第二相有足够时间形核

长大，则会导致 PFZ 宽化。由此可见，时效过程中，随着淬火冷却速率的下降，晶界能量较高和异质相的存在，会更容易导致析出相形核长大和无沉淀析出带宽度的增加^[18]。

图 7 所示为合金末端淬火时效态晶内 TEM 形貌，可以看到，晶内有大量的弥散强化相。距淬火端 5 mm 处，晶内组织细小均匀，具有很好的强化作用。距淬火端 60 mm 处组织，弥散析出相有一定程度的长大，出现短棒状的析出相，且沿一定方位排列。由于淬火析出相的析出和继续长大消耗了大量的溶质原子，使得合金在后续时效过程中，靠近淬火析出相的区域没有时效析出相，取而代之形成了一定宽度的无析出带；如图中方框所示，这造成了合金淬火敏感性的增高，进而导致合金性能在慢冷时大幅下降。

3.2 中断淬火微观组织观察与分析

图 8 是 6082 铝合金中断淬火时效后典型 TEM 组织照片，从图 8a 中可以看到，6082 铝合金在 250 °C 保温 10 min 后，基体中细小弥散时效强化过渡相和淬火粗大 β 平衡相共存；图 8c 是 6082 铝合金在高温 490 °C 保温 60 min 时效后的微观组织图，从图中可以看到，虽然合金在 490 °C 保温了 60 min，但是时效后仍然析出大量的强化 β'' 相，尺寸在几十纳米，也有长大到 200 nm



图 5 不同端淬距离合金时效态晶界处 TEM 组织

Fig.5 TEM images of aged specimens at different end quench distances: (a) 5 mm, (b) 20 mm, and (c) 60 mm

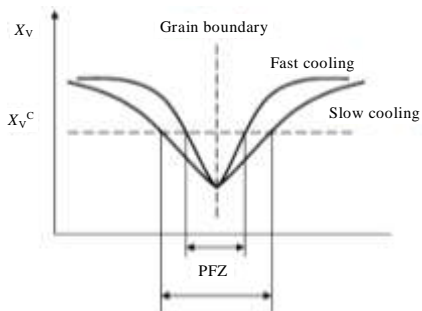


图 6 淬火速率对无沉淀区 (PFZ) 宽度的影响

Fig.6 Influence of cooling rate on PFZ width

左右的棒状 β' 相，同时，还可以看到合金内部有一些弥散分布，尺寸大概在 100 nm 的球状颗粒独立存在，在颗粒上并没有平衡相的析出。结合微观组织图和时效后合金硬度性能，说明合金在高温保温过程中并没有大量析出平衡相，保证了淬火后高饱和的固溶体，能在后续时效过程中析出大量强化 β'' 相；图 8b 是合金在 TTP 曲线鼻尖温度 350 °C 保温 10 min 的透射组织图，合金中析出相已全部是片状 β 平衡相，大部分都依附球状颗粒，尺寸在 200 nm~1 μ m 不等。

过饱和固溶体在等温保温过程中会发生脱溶转变，转变速率与新相的形核率及温度有关。合金在低

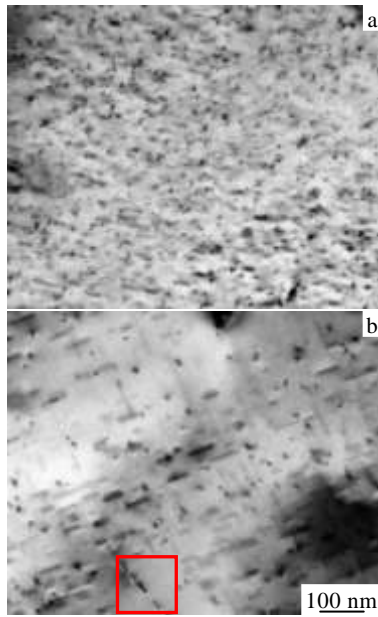


图 7 合金时效后晶内析出相 TEM 形貌

Fig.7 TEM images of aged specimens at different end quench distances: (a) 5 mm and (b) 60 mm

温区 (250 °C) 时, 脱溶转变过程中虽然过饱和度和温度梯度较大, 但扩散温度较低, 扩散速率相对缓慢, 第二相的长大受到影响; 合金在高温区 (490 °C) 时, 尽管温度很高, 但温度梯度小, 相变驱动力很小, 析出相速率依然较小。因此合金在 250、490 °C 保温过程中, 由于第二相的析出速率受到影响, 合金孕育期较长, 脱溶转变过程缓慢, 基体中溶质原子的含量较高, 经淬火后形成过饱和度较高的固溶体, 合金时效后仍保留较高的硬度, 下降的速度也相对较慢; 合金在中温区 (350 °C) 时, 既有一定的相变驱动力, 温度又较高, 溶质原子扩散速率快, 因而使得脱溶在中温区间达到最大值。由于 β 平衡相的脱溶析出, 使基体中溶质原子含量降低, 降低了过饱和度, 削弱了后续的时效强化效果。因此合金时效后的硬度相对较低, 下降的速度也较快, 以上与获得的等温保温硬度结论相符合。通过 TEM 组织观察发现, 6082 合金不论是在末端淬火还是盐浴保温过程中, 平衡相的提前析出主要是依附于弥散的富铁相粒子^[19,20]上。这些 (AlFeSi) 相粒子作为非均匀形核的核心, 使合金淬火敏感性增

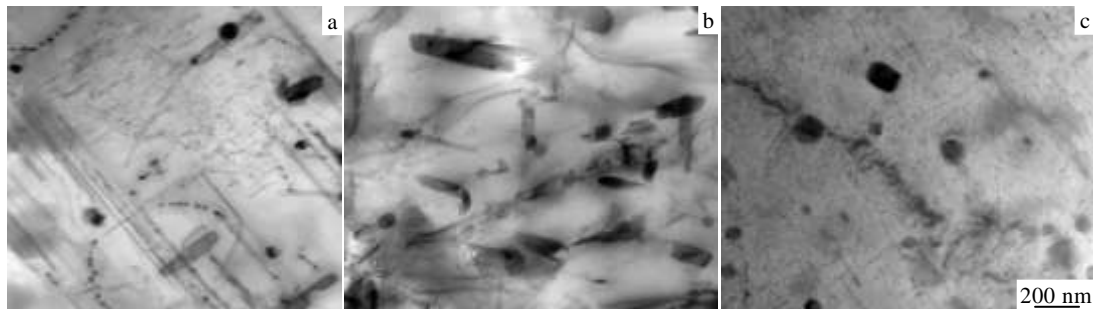


图 8 中断淬火时效后 6082 合金的典型析出相 TEM 照片

Fig.8 TEM images of 6082 alloy held at 250 °C, 10 min (a), 350 °C, 10 min (b), and 490 °C, 60 min (c) after aging

大, 导致平衡相的析出, 造成了基体 Mg 和 Si 元素的贫化, 降低了过饱和固溶度。平衡相很稳定, 在后续的低温时效过程继续长大, 因此在时效后的组织中仍然可以观察到这些平衡相, 并且这些粗大平衡相周围强化相的形核析出被抑制, 从而形成无沉淀析出带, 虽然远离这些相的地方仍可能析出强化相, 但很难起到良好的强化效果。

4 结 论

1) 6082 铝合金在此末端淬火条件下的淬透深度为 15~20 mm; 淬火速度达到 20 °C/s 时, 合金时效后形成细小、分布弥散的 β'' 强化相, 无沉淀析出带窄小, 硬度高; 当淬火冷却速率降低到 3 °C/s 时, 淬火过程有平衡 β 相的析出, 无沉淀析出带明显宽化, 约 400 nm,

导致合金硬度降低, 使合金表现出一定的淬火敏感性。

2) 中断淬火中温保温过程中, 淬火析出相多, 消耗的溶质原子也愈多, 导致时效强化相析出数量减少, 硬度降低, 淬火敏感性高, 高低温淬火敏感性次之。

3) 在慢冷或保温过程中平衡 β 相的析出大多是以富铁相粒子作为不均匀形核的核心析出并长大, 这可能是造成合金淬火敏感性高的原因之一。

参考文献 References

[1] Tian Rongzhang(田荣璋), Wang Zhutang(王祝堂). *Aluminum Alloy and Its Processing Manual*(铝合金及其加工手册)[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 251
 [2] Ding Xingqun(丁向群), He Guoqiu(何国球), Chen Chengpeng(陈成澎) et al. *Journal of Materials Science and Engineering*

- (材料科学与工程学报)[J], 2005, 23(2): 302
- [3] Bates C E, Totten G E. *Heat Treatment of Metals*[J], 1988, 15(4): 89
- [4] Wen Liu(温柳), Wang Mengjun(王孟君), Gao Meng(高萌) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2014, 35(1): 94
- [5] Li Hongying, Zeng Cuiting, Han Maosheng *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23: 38
- [6] Milkereit B, Wanderka N, Schick C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 550: 87
- [7] Cavazos J L, Colás R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 363(1): 171
- [8] Liu Juncheng(刘君城), Zhang Yongan(张永安), Liu Hongwei(刘红伟) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(11): 2118
- [9] Li Peiyue(李培跃), Xiong Boqing(熊柏青), Zhang Yongan(张永安) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2011, 21(5): 961
- [10] Fink W L, Wiley L A. *Trans Am Inst Min Metall Eng*[J], 1948, 175: 414
- [11] Westermann I, Haugstad A L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(08): 1872
- [12] Milkereit B, Wanderka N, Schick C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 550(1): 87
- [13] Milkereit B, Kessler O, Schick C. *Thermochimica Acta*[J], 2009, 492(1-2): 73
- [14] Zhang Xinming(张新明), Deng Yunlai(邓运来), Wang Li(万里) *et al. China Patent(中国专利)*ZL200920063828.6[P]. 2010
- [15] Liu Lulu(刘露露). *Thesis for Master Degree(硕士论文)*[D]. Changsha: Central South University, 2011
- [16] Xiang Dinghan(向定汉), Zhang Liangyun(张良运), Zhou Xiucheng(周秀成) *et al. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J], 1993, 17(1): 22
- [17] Xiao Jimei(肖纪美). *Alloy Phase and Phase Transformation(合金相与相变)(第二版)*[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005
- [18] Edwards G A, Stiller K, Dunlop G L *et al. Acta Materialia*[J], 1998, 46(11): 3893
- [19] Shang Baochuan(商宝川), Yin Zhimin(尹志民), Zhou Xiang(周向) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2011, 32(1): 77
- [20] Mulazimoglu M H, Zaluska A, Gruzleski J E *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27(4): 929

Quenching Characteristics and Microstructure of 6082 Aluminum Alloy

Long Sheming, Wang Mengjun, Wen Liu, Liang Yan, Chen Xinyi

(The Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering of Ministry of Education,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructure and quenching characteristics of 6082 aluminum alloy were investigated via an end quenching test, an interrupted quenching method and transmission electron microscopy (TEM). The result shows that the hardenability depth of 6082 aluminum alloy is 15~20 mm under the condition of end quenching. When the cooling rate is 20 °C/s, plenty of fine and dispersed β'' are formed after artificial aging, and the precipitation free zone is narrow. By the interrupted quenching method, when the alloys are preserved at high temperature, the precipitation of β -equilibrium phase is not obvious which retains high saturated solid solution and has small effect on aging; while in the isothermal process of medium temperature, β -equilibrium phases are formed and grow up quickly by the consumption of solute atoms nearby which makes a great contribution to properties loss; when the alloys are preserved at low temperature, quenching induced precipitates are formed slowly but grow up with the extension of time. No matter in slow cooling or isothermal process, quenching induced precipitates β is prior to nucleate on the (AlFeSi) dispersoids, which is one of the reasons for the high quench sensitivity of the alloy.

Key words: 6082 aluminum alloy; quenching; microstructure; precipitation free zone (PFZ); β -Mg₂Si equilibrium precipitation

Corresponding author: Wang Mengjun, Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88836408, E-mail: wmj1965@aliyun.com.cn