

# A356 合金低温拉伸力学性能变化机理研究

马广辉<sup>1</sup>, 李广龙<sup>2</sup>, 崔勇<sup>1</sup>, 刘海<sup>1</sup>, 金玉静<sup>1</sup>

(1. 苏州工业职业技术学院精密制造工程系, 江苏苏州 215104;

2. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870)

**摘要:** 对A356合金在20℃、-20℃、-40℃、-60℃和-80℃低温环境下进行了拉伸力学性能测试, 并利用扫描电子显微镜和金相显微镜对20℃、-20℃和-60℃三种环境的低温拉伸试样断口形貌和附近组织结构进行观察分析, 并对断口深腐蚀后的Si相裂纹和铝基体中的位错滑移带进行分析。结果表明: 当环境温度由20℃下降至-80℃时, A356合金的抗拉强度和屈服强度呈上升趋势, 而塑性呈下降趋势; 拉伸过程中, 铝基体中位错在Si相边缘塞积, 造成Si相破裂, 形成大量微裂纹, 在裂纹尖端产生的应力集中, 使合金在低温下发生较小的塑性变形时就发生断裂, 这是影响合金低温塑性下降的主要原因; 随着温度的降低, 铝基体内部的点阵阻力增加, 塑性变形过程中位错运动困难, 导致合金强度提高。同时合金的硬化指数升高, 使合金的整体变形趋于均匀化。

**关键词:** 铝硅合金; 低温; 拉伸性能; 位错; Si相

## 作者简介:

马广辉(1987-), 男, 博士, 主要研究方向为铸造铝硅合金低温断裂性能的研究。E-mail: magh\_@126.com

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

06-0762-06

## 基金项目:

江苏省高等学校自然科学研究面上项目(21KJB430006); 江苏高校“青蓝工程”项目(202219QL001); 苏州工业职业技术学院院级自科与社科培育项目(2022kypy07); 苏州工业职业技术学院科研启动项目(2019kyqd004)。

## 收稿日期:

2023-06-02 收到初稿,

2023-08-10 收到修订稿。

A356合金因为具有铸造成形性好, 密度小, 比强度高优点, 是世界上被广泛应用和研究的金属材料。近年来, 随着高速铁路科技的不断发展, 越来越多的A356合金桥梁铸件应用在高速动车组上<sup>[1-2]</sup>。但是我国气候环境复杂, 北方和高原地区气候寒冷, 冬季可达到-40℃。而且列车枕梁的受力情况复杂, 对材料性能要求严格, 因此, 对Al-Si合金低温性能进行研究具有重要意义。

国内外对铝合金的低温性能研究主要集中于变形铝合金。Al晶体是FCC结构, 位错滑移系多, 塑性好, 并且在20.4 K以上不会出现硬脆转变<sup>[3-4]</sup>。刘瑛等对2519、2219、及7039三种铝合金的低温性能进行研究, 结果表明: 这三种铝合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率均有所提高<sup>[5-6]</sup>。低温下变形铝合金的强度增加, 硬化指数升高, 塑性变形趋于均匀化, 整体塑性增强<sup>[7-10]</sup>。因此, 铝合金已经在航空航天等低温领域广泛应用。

铸造Al-Si合金的微观结构与变形铝合金存在明显区别, 铸造Al-Si合金中的块状或者片状的脆性相会严重割裂基体而降低合金的固有强度和塑性<sup>[11-13]</sup>。受载荷作用铝基体塑性变形对Si相产生应力, 使其破裂, 形成微裂纹, 降低合金塑性<sup>[14-17]</sup>。Rincon等对A319合金低温力学性能的研究发现, 随着温度的降低, 该合金强度升高, 而塑性呈下降趋势<sup>[18-19]</sup>。Osamu等利用反复变形热处理的方法, 细化过共晶铝硅合金中的初晶Si相, 使其低温塑性有所提高<sup>[20-21]</sup>。Gokhale等对-51~121℃环境下拉伸断裂的A356合金试样组织结构行了破裂Si相的数量统计, 发现随着温度的降低, 断裂试样组织中破裂的Si相的数量和面积增加<sup>[22]</sup>。虽然铸造Al-Si合金与变形铝合金的低温力学性能变化有明显区别, 但对铸造Al-Si合金低温力学性能变化机理的研究很少。因此, 有必要对铸造Al-Si合金的低温性能变化规律和机理进行研究, 从而为Al-Si合金铸件在温度较低环境下的应用提供参考。

## 1 试验材料与方法

试验材料为A356合金, 化学成分如表1所示。合金熔炼采用石墨坩埚在电阻炉

表1 A356合金的化学成分  
Table 1 Chemical composition of A356 alloy

	$w_B/\%$						
	Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Zn	Al
	7.24	0.324	0.192	0.154	0.007	0.012	余量

内进行，熔化温度控制在750 ℃。Mg和Si以中间合金的形式加入。熔体采用AlSr5中间合金进行变质处理。每次熔炼都用搅拌精炼机通入氩气进行精炼搅拌。重力浇注成为坯锭，进行T6热处理。热处理工艺为：525 ℃固溶8 h，炉中取出后立刻在水中淬火，然后进行165 ℃时效处理6 h。

按照国标GB/T 13239—2006的要求，将坯锭进行机械加工成为板式拉伸试样，如图1所示（单位mm）。其中，拉伸试样经过金相抛光后分别在20 ℃、-20 ℃、-40 ℃、-60 ℃和-80 ℃环境下进行拉伸测试。拉伸试验在WGW-100H万能试验机上进行，配备液氮冷却低温保温箱，拉伸速率为2 mm/min，每次拉伸测试是在试样保温15 min后进行的，拉伸过程中处于保温状态。获得的试验结果均为同条件下3个试样测试值的平均值。针对拉伸测试后的20 ℃、-20 ℃和-60 ℃的试样断口，利用扫描电子显微镜对比观察不同温度环境中拉伸变形的位错滑移带分布。

利用扫描电子显微镜观察拉伸试样的断口和侧面的位错滑移带，在断口附近，垂直于断口方向取样。经过镶嵌，研磨抛光后制成金相试样，利用光学金相显微镜对试样受力方向上从断口到3 mm区域进行分

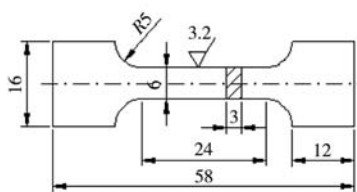
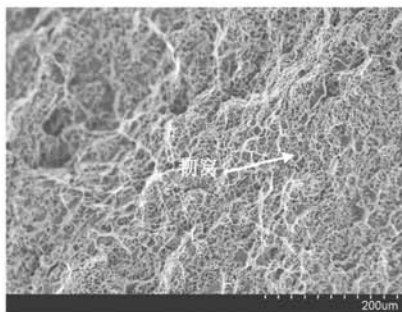
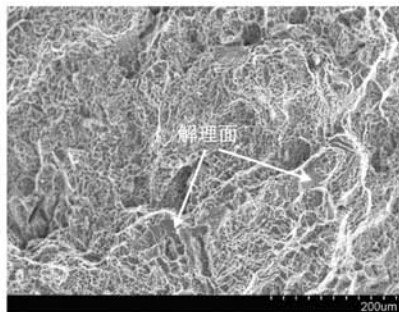


图1 A356合金拉伸试样示意图

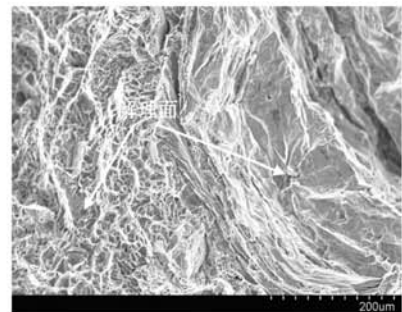
Fig. 1 Schematic diagram of A356 alloy for tensile test



(a) 20 ℃



(b) -20 ℃



(c) -60 ℃

图3 A356合金在不同温度下的拉伸断口形貌

Fig. 3 Tensile fracture morphologies of A356 alloys at different temperatures

析观察。利用20% HF酸对镶嵌试样进行深腐蚀，通过扫描电子显微镜观察Si相形貌。在断口附近5 mm处取TEM试样，经过研磨后使用成分为20%高氯酸+80%乙醇的双喷减薄，然后观察Si相附近的位错分布情况。

## 2 结果与分析

### 2.1 低温拉伸性能

A356合金的低温拉伸性能变化趋势如图2所示。从图2中可以看出，随着环境温度由20 ℃下降到-80 ℃，试样的抗拉强度由266 MPa上升到311 MPa，屈服强度由227 MPa上升到261 MPa，而断后伸长率由7.1%下降到5.8%。上述结果表明，随着温度的降低，A356合金的强度得到提升，这与变形铝合金低温下的强度变化规律一致；而A356合金的塑性与变形铝合金的变化规律相反，呈下降趋势。

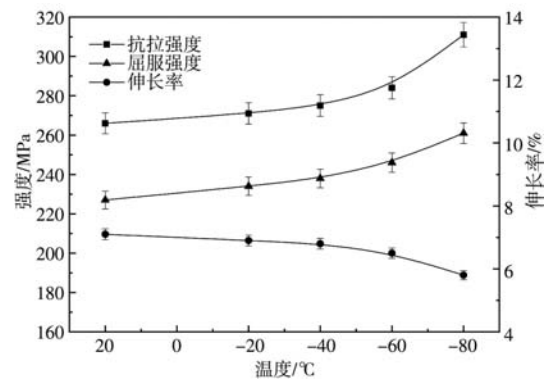


图2 A356的低温拉伸试验结果

Fig. 2 Results of tensile tests of A356 at low temperature

图3为A356合金分别在20 ℃、-220 ℃和-260 ℃下的拉伸断口形貌，所有试样的断口形貌都属于混合型断裂。从图3a中可以看出，20 ℃的拉伸断口形貌主要由韧窝和撕裂岭组成，韧窝的底部是Si相破裂产生的小平面。而从图3b中可以观察到，-220 ℃的拉伸断口中撕裂岭增多，并开始出现明显的解理特征。图3c所示，-260 ℃的断口形貌中具有大面积的解理平面。

## 2.2 温度对 Si 相断裂的影响

在A356合金的拉伸过程中，铝基体发生塑性变形，对Si相产生巨大应力，使Si相破裂，形成微裂纹。这些微裂纹在应力的作用下进行扩展，并相互连接，最后试样发生断裂。试验表明，合金中的Si相破裂只发生

在塑性变形阶段，并未在弹性变形阶段发现破裂的Si相。

图4为A356合金中Si相在20℃和-60℃下破裂后的深腐蚀形貌。从图4可以看出，无论在20℃还是-60℃的塑性变形中，Si相的断裂形貌均为解理断裂，并且所形成的解理面不全是Si相的最小截面处。

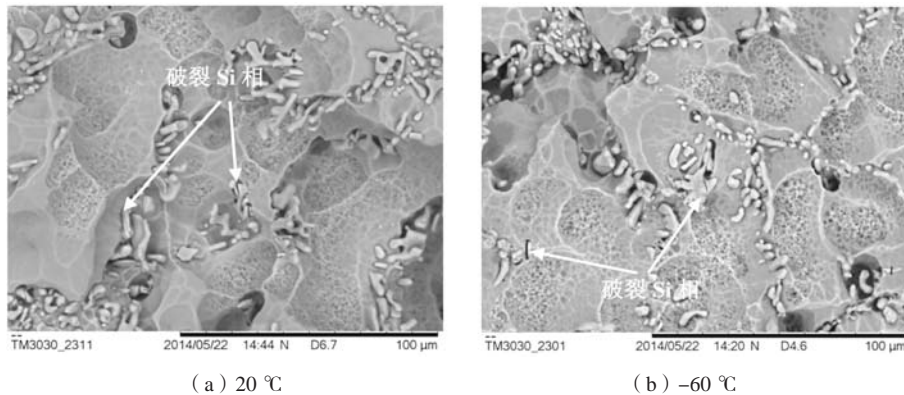


图4 A356合金中Si相在不同温度下破裂后的深腐蚀形貌

Fig. 4 Deep etching morphologies of damaged Si particles in A356 alloys at different temperatures

图5为不同温度下Si相裂纹的扩展，由图5a可见，室温下破裂的Si相周围的铝基体产生了较大的塑性变形，使裂纹之间的铝基体呈明显的撕裂特征。这种裂纹扩展状态下试样产生的断口形貌主要为韧窝状，如图3a。从图5b中可以看出，-20℃下的铝基体强度有所升高，变形量较少，裂纹主要沿着Si相边界扩展，仅

破裂的Si相邻近时，才能撕裂基体，使裂纹相连。这种状况下试样的断口中出现解理特征，如图3b。图5c所示，-60℃时Si的相裂纹仅为针线状，很难扩展到基体中。当外力足够大时，裂纹会迅速扩展，割裂铝基体相互连接，此时试样的断口形貌产生大面积的解理平面，如图3c所示。

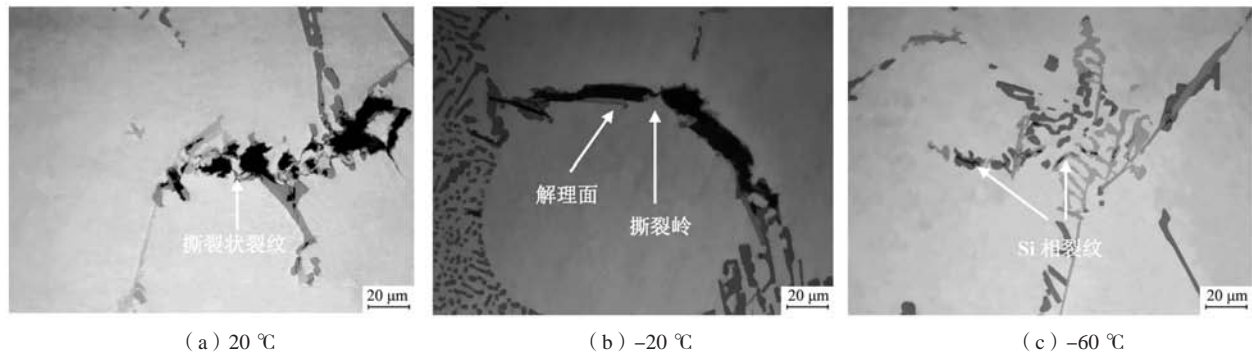


图5 不同温度下Si相裂纹的扩展

Fig. 5 Growing cracks of damaged Si particles at different temperatures

图6所示为A356合金不同温度下拉伸断口处的微观组织。从图6中可以看出，拉伸试样的断面是沿着共晶区扩展，并未穿过初生 $\alpha$ -Al枝晶。从图6a中可以看出，20℃时的断口中初生 $\alpha$ -Al枝晶发生较大塑性变形，同时断开的共晶组织中的铝基体呈明显的撕裂状。从图6b中可以看出，-20℃时断口处的 $\alpha$ -Al枝晶仅有较小的塑性变形，并且有较大面积的断裂硅相，相邻断裂硅相之间铝基体的撕裂特征并不明显。图6c所示，-60℃断口处的 $\alpha$ -Al枝晶几乎没有塑性变形，同时相邻断裂硅相之间的铝基体断裂出现解理特征，并

且在断口之外，出现大量破裂的Si相。

常温下A356合金拉伸时，容易在断口处产生局部变形，变形区的Si相颗粒发生破裂，裂纹在铝基体发生较大塑性变形的情况下扩展。此时，远离试样断口处的Si相不易发生破裂。当温度降低时，铝基体硬化指数升高，不易发生局部变形，使试样各处的Si相大量破裂，而在这些裂纹前端形成应力集中，随着外力逐渐增加，铝基体仅发生少量的塑性变形。但裂纹尖端的应力迅速增加，使裂纹在共晶区中沿着铝基体截面积最小的方向快速扩展，相互连接，使试样在较小的形

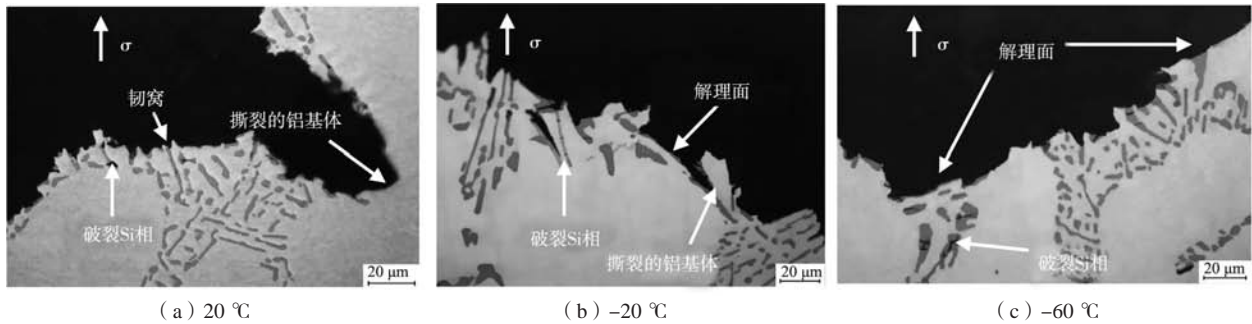


图6 A356合金不同温度下拉伸断口处微观组织照片

Fig. 6 Tensile fracture microstructures of of A356 alloys at different temperatures

变量时发生断裂。这是低温下A356合金塑性下降的主要原因。

### 2.3 温度对铝基体中位错的影响

温度对铝合金强度的影响，主要是通过对微观组织中位错的运动产生作用，从而改变合金的力学性能。在A356合金发生塑性变形过程中，Al基体中大量位错发生滑移，而这些位错的滑移阻力可以表示为：

$$\tau = \tau_d + \tau_\mu + \tau_p + \tau' \quad (1)$$

式中： $\tau_d$ 为晶界对位错移动产生的阻力； $\tau_\mu$ 为位错应力场产生的阻力； $\tau_p$ 为点阵阻力（Peirls-Nabarro force）； $\tau'$ 为其他短程阻力。 $\tau_d$ 和 $\tau_\mu$ 是长程阻力。其中 $\tau_d$ 的大小与晶粒尺寸 $d$ 有关，对温度变化不敏感。 $\tau_\mu$ 的大小取决于平均位错密度 $\rho$ ，可以表示为：

$$\tau_\mu = \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad (2)$$

式中： $\alpha$ 是试验常数，对于铝合金来说，其取值范围在0.3~0.5<sup>[23]</sup>； $b$ 是柏氏矢量； $\mu$ 是剪切弹性模量。公式（2）中，只有 $\mu$ 随着温度的降低有微小的变化，可以忽略不计。 $\tau_p$ 是晶体内部主要的短程阻力，其大小取决于合金原子的热振动状态，可以表示为<sup>[23]</sup>：

$$\tau_p = \tau_0 \exp\left(-\frac{16\pi^2 \bar{u}^2 r_0}{a^3}\right) \quad (3)$$

式中： $\tau_0$ 为不考虑热振动的点阵阻力； $u$ 为原子热振动幅度； $a$ 为派纳能垒之间的距离； $r_0$ 为位错的中心半径。从公式（3）可以看出，室温下Al原子的热振动剧烈，位错的滑移阻力较小。随着温度的降低，原子的热振动逐渐减弱， $u$ 减小， $\tau_p$ 增大，导致合金的流变阻力增加。从公式（1）~（3）中可以看出，低温下铝基体中位错的滑移阻力增加，使合金的硬化指数升高，强度得到提升，同时导致了合金变形均匀化。

在A356合金低温塑性形变中，位错通过热起伏运动，跨越晶体内部短程阻力障碍的动力过程可以用Arrhenius方程表示：

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left[-\frac{H(\sigma^*)}{kT}\right] \quad (4)$$

式中： $\dot{\varepsilon}$ 为塑性形变速率； $\dot{\varepsilon}_0$ 为试验常数，其值取决

于位错尝试跨越一个阻碍的频率，与应力和温度无关； $T$ 是温度； $k$ 是玻尔兹曼常数； $\sigma^*$ 为用来克服短程阻力的有效应力； $H(\sigma^*)$ 为激活焓。Isaev等对金属Al的热激活过程进行了研究，并推导出 $H(\sigma^*)$ 的函数关系，可以表示为<sup>[24]</sup>：

$$H(\sigma^*) = H_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma^*}{\sigma_c}\right)^p\right]^q \quad (5)$$

式中： $H_0$ 是无外力情况下的活化焓； $\sigma_c$ 为位错热激活状态下跨越阻碍的临界应力， $\sigma_c = \tau_p + \tau'$ ； $p$ 和 $q$ 是取决于阻碍类型和分布的试验参数，其取值范围分别为， $0 \leq p \leq 1$ ， $1 \leq q \leq 2$ 。将公式（5）代入公式（4）可以得出：

$$\dot{\varepsilon} = \varepsilon_0 \exp\left\{-\frac{H_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma^*}{\sigma_c}\right)^p\right]^q}{kT}\right\} \quad (6)$$

由公式（6）可以看出，由于 $T$ 下降时， $\sigma_c$ 随之增加，而拉伸过程中 $\dot{\varepsilon}$ 恒定。所以 $\sigma^*$ 增加，即外加应力增加。因此在低温拉伸过程中，合金的强度升高。

图7所示为A356合金在不同温度下拉伸的位错滑移带分布。由图7a可以看出，20 °C时，位错滑移阻力小，合金中的位错滑移带数量较多，分布密集，但形态较浅。这是因为室温下的热激活能较大，位错容易发生攀移和交滑移。当位错滑移受到阻碍时，可以改变滑移方向，或跨越到其他滑移面继续移动。而图7b中所示，-60 °C时，位错滑移阻力增大，合金中滑移带数量较少，而形态较深。随着温度的降低，热激活能下降，位错的攀移和交滑移受到抑制。这种情况下，位错容易受到阻碍停止运动，并且很难通过攀移或交滑移改变滑移方向和滑移面，只能依靠增加外力来越过障碍。

图8为A356合金断口附近的位错塞积情况。可以看出，合金在塑性变形阶段产生大量的位错，这些位错主要在Si相边界塞积。20 °C时，在Si相边界处塞积的位错数量较少；-60 °C时，在Si相边界处塞积的位错数量明显增加并且分布密集。

图9为Si相处的位错堆积示意图。在合金的塑性变形过程中，铝基体中产生大量位错沿滑移面运动，当

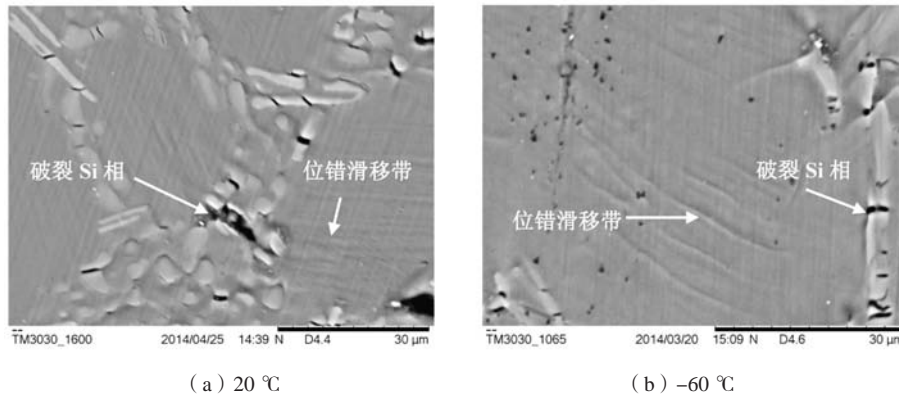


图7 A356合金在不同温度下拉伸的位错滑移带分布

Fig. 7 Distribution pattern of dislocation slip band in A356 alloys at different temperatures

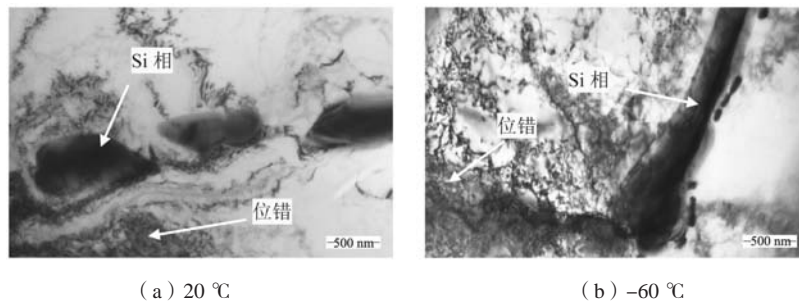


图8 不同温度下A356合金Si相处的位错塞积

Fig. 8 Morphology of dislocations piled-up near Si particles at different temperature

受Si相的阻碍时停止运动。随着变形的不断增加，大量位错塞积在Si相边界，与滑移方向和滑移面的成45°角方向产生剪切应力，导致Si相断裂。随着温度的降低，虽然位错的滑移阻力增加，但热激活能的降低抑制了位错的攀移和交滑移，增加了位错塞积数量，因而在

合金强度得到提升的同时，使Si相更容易发生断裂。

### 3 结论

(1) 当温度由20 °C下降至-60 °C时，A356合金的强度增加，但是其塑性下降，这与变形铝合金的低温塑性变化规律相反。

(2) 拉伸过程中，铝基体中位错滑移在Si相边缘塞积，造成Si相破裂。随着温度的降低，合金中Si相破裂的数量增加，并且Si相的解理面与铝基体中位错的滑移面成大约45°角。在这些裂纹尖端产生的应力集中，使合金在低温下发生较小的塑性变形时就发生断裂，这是影响其伸长率下降的主要原因。

(3) 低温情况下，铝基体内部的点阵阻力增加，热激活作用减弱，使位错运动困难，这是A356合金强度提升的主要原因；同时铝基体的硬化指数升高，使合金的整体变形趋于均匀化。

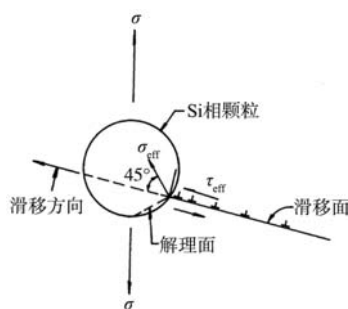


图9 Si相处的位错堆积示意图

Fig. 9 Schematic illustration showing the action of a dislocation pileup on a Si particle

#### 参考文献:

- [1] 白彦超, 张硕韶, 胡震, 等. CRH3动车组铝合金车体强度设计技术研究 [J]. 铁道机车车辆, 2013, 33 (2): 16-20.
- [2] 郑文波, 刘东军, 田新莉. 铝合金型材在CRH3型动车组车体中的应用 [J]. 金属加工 (热加工), 2011 (23): 19-22.
- [3] 陈鼎, 陈振华. 铝合金在低温下的力学性能 [J]. 宇航材料工艺, 2000 (4): 1-7.
- [4] SUSHEEL K. Cryogenic processing: a study of materials at low temperatures [J]. Journal of Low Temperature Physics, 2010, 158: 934-945.
- [5] ISAEV N V, ZABRODIN P A, RUSAKOVA A V. Localization of plastic deformation in ultra-fine grained Al and Al-Li at temperatures of 4.2-350K [J]. Low Temperature Physics, 2012, 38 (10): 973-979.
- [6] 刘瑛, 张新明, 李慧中. 2519合金的低温拉伸力学性能 [J]. 中南大学学报, 2006, 37 (4): 641-645.

- [7] 刘瑛, 张新明, 李慧中. 3种高强铝合金的低温拉伸力学性能研究 [J]. 金属热处理, 2007, 32 ( 1 ) : 53-56.
- [8] CHANG G L, KI J K, SUNGHAK L, et al. Effect of test temperature on the dynamic torsional deformation behavior of two aluminum-lithium alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29A: 469-476.
- [9] MORENO-VALLE E, PEREZ-PRADO M T, MURASHKIN M Y. Effect of grain refinement on the mechanical behavior of an Al6061 alloy at cryogenic temperatures [C]//The 14th International ESAFORM Conference on Material Forming, 2011: 505-510.
- [10] SENKOVA S V, SENKOV O N, MIRACLE D B. Cryogenic and elevated temperature strengths of an Al-Zn-Mg-Cu alloy modified with Sc and Zr [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37A: 3569-3575.
- [11] 马昌龙, 宋丽英, 郑黎, 等. ZL101A合金低温疲劳性能和断裂行为研究 [J]. 铸造, 2020, 69 ( 5 ) : 461-468.
- [12] 荀诗文, 邹良利, 李润霞. 挤压铸造中比压对未变质过共晶Al-Si合金组织性能的影响 [J]. 铸造, 2020, 69 ( 10 ) : 1093-1097.
- [13] 顾伟璐, 陆从相, 周鹏飞. Mg对过共晶Al-Si合金组织改性作用研究 [J]. 铸造, 2021, 70 ( 8 ) : 921-927.
- [14] JIEN W Y, WEN P L. The cracking mechanism of silicon particles in an A357 aluminum alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27A: 3558-3568.
- [15] LADOS D A. Fatigue crack growth mechanisms in Al-Si-Mg alloys [J]. Surface Engineering, 2004, 20 ( 6 ) : 416-424.
- [16] HAFIZ M F, KOBAYASHI T. Fracture toughness of eutectic Al-Si casting alloy with different microstructural features [J]. Journal of Materials Science, 1996, 31: 6195-6200.
- [17] WANG Q G, CACERES C H, GRIFFITHS J R. Damage by eutectic particle cracking in aluminum casting alloys A356/357 [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34A: 2901-2912.
- [18] RINCON E, LOPEZ H F, CISNEROS M M. Effect of temperature on the tensile properties of an as-cast aluminum alloy A319 [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 452-453: 682-687.
- [19] RINCON E, LOPEZ H F, CISNEROS M M. Temperature effects on the tensile properties of cast and heat treated aluminum alloy A319 [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 519: 128-140.
- [20] OSAMU U. Mechanical properties of thermomechanical treated hyper-eutectic Al-Si- ( Fe, Mn, Cu ) materials [J]. Materials Transactions, 2005, 46 ( 12 ) : 2616-2623.
- [21] HISANAGA Y, OSAMU U, KOTOBU N, et al. Hot extrusion for Al-Si- ( Fe, Cu ) hyper-eutectic cast alloys [C]//The Fourth International Conference on ECOMATERIALS, 1999: 491-494.
- [22] GOKHALE A M, DIGHE M D, HORSTEMEYER M. Effect of temperature on silicon particle damage in A356 alloy [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998 ( 29A ) : 905-907.
- [23] SMIRNOV B I. Temperature dependence of the Peierls-Nabarro forces in body-centered cubic metals [J]. Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov, 1967, 3 ( 4 ) : 498-499.
- [24] ISAEV N V, GRIGOROVA T V, ZABRODIN P A. Strain-rate sensitivity of the flow stress of ultrafine-grain aluminum at temperatures 4.2-295K [J]. Low Temperature Physics, 2009, 35 ( 11 ) : 898-904.

## Variation Mechanisms of Tensile Mechanical Properties of A356 Alloy at Low Temperature

MA Guang-hui<sup>1</sup>, LI Guang-long<sup>2</sup>, CUI Yong<sup>1</sup>, LIU Hai<sup>1</sup>, JIN Yu-jing

(1. Precision Manufacturing Engineering Department, Suzhou Institute of Industrial Technology, Suzhou 215104, Jiangsu, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

### Abstract:

The tensile mechanical properties of A356 alloy were tested at 20 °C, -20 °C, -40 °C, -60 °C and -80 °C. The fracture morphologies and the microstructures at 20 °C, -20 °C and -60 °C were researched by SEM and optical microscopy. The deep etching morphologies of damaged Si particles and dislocation slip band in the tensile specimens were investigated. The results showed that the tensile strength and yield strength increased, and the ductility decreased when the temperature dropped from 20 °C to -80 °C. The dislocations piled up in ahead of Si phases during tensile test, which caused Si phase to crack. The stresses concentration in these cracks tip, which made the alloy to fracture before the large plastic deformation occurred. This is the main reason affecting the low temperature plasticity of the A356 alloy. With the temperature dropped, the Peierls-Nabarro force of aluminum increased, which caused the dislocations motions difficultly in the process of plastic deformation. So the tensile strength, yield strength and hardening exponent increased at low temperature, which caused the plastic deformation of the whole sample tended to homogenization.

### Key words:

Al-Si alloy; low temperature; tensile properties; dislocation; Si phase