

变形 IN718 合金冲击断口表面 纳米化现象及机制*

孙文儒 郭守仁 佟百运 卢德忠 胡壮麒

(中国科学院金属研究所)

摘 要 发现在 IN718 合金冲击试样断口表面上存在一层极薄的无位错纳米晶层, 晶粒尺寸约为 20~30 nm. 在冲击断裂过程中, 塑性变形主要集中在裂纹尖端附近的微小区域内. 随着裂纹的扩展, 沿断口表面形成一极薄的高度塑性变形层, 可能是不同方向的位错将其分割成极小的区域. 断口表层原子位置的重组释放出高密度的热流导致严重塑性变形层瞬间升温, 引发再结晶和纳米晶组织的形成. 分析表明, 高度塑性变形层愈宽, 吸收的冲击功愈多, 冲击性能愈好. IN718 合金的成分偏析降低高度塑性变形层的宽度和冲击性能. 快速加载的冲击性能可能比拉伸等性能对成分偏析更加敏感.

关键词 金属材料, 纳米化, 冲击, IN718 合金

分类号 TG111

文章编号 1005-3093(2003)02-0122-05

Nanostructure at fracture surface of IN718 impact specimen

SUN Wenru** GUO Suoren TONG Baiyun LU Dezhong HU Zhuangqi
(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences 72 Wenhua Road, Shenyang 110016, China)

* Supported by National Natural Science Foundation of China No.59971060 and 50271072.

Manuscript received December 27, 2002.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)23971737,

E-mail:wrsun@imr.ac.cn

ABSTRACT A thin layer in which grain size is about 20~30 nm was observed at the fracture surface of IN718 impact specimen. The alloy deformed heavily at the vicinity of the crack tip during the fracture of the impact specimen, a deformed heavily thin layer forms at the fracture surface of the specimen. The readjustment of atoms at the fracture surface heated up the thin layer deformed heavily, causing the recrystallization and formation of a nano-structure. The analysis showed that a wider deformed layer at the fracture surface may absorb more energy and increase the impact toughness. The crack may tend to initiate and propagate along the area heavily precipitated with γ'' phase due to segregation, causing the decrease of impact toughness. The impact property is more sensitive to segregation relative to tensile properties.

KEY WORDS metallic materials, nanostructure, impact, IN718 alloy

IN718 合金具有良好的综合力学性能, 广泛应用于航空、航天、核能和石化等领域^[1]. IN718 合金用于制造某些火箭发动机的关键转动部件, 对其冲击性能有严格的要求^[2]. 过去关于 IN718

* 国家自然科学基金资助项目 No.59971060 和 50271072. 2002 年 12 月 27 日收到初稿.

本文联系人: 孙文儒, 沈阳市 110016, 中国科学院金属研究所

合金的大量研究工作大多是其组织与冲击性能之间关系^[2~5], 对其变形断裂机制研究甚少. 本文研究 IN718 合金在冲击实验条件下的变形及其断裂机制, 分析冲击性能与组织的关系.

1 实验方法

用真空感应炉炼制 IN718 合金锭, 其化学成分为 (质量分数, %): 52.7 Ni, 18.91 Cr, 3.02 Mo, 5.36 Nb, 0.55 Al, 0.97 Ti, 0.033 C, 0.0043 B, 0.0048 S, <0.03 Mn, <0.05 Si, 0.0005 Pb, 0.001 Sb, 0.001 Sn, 0.0001 Bi, 0.001 As, 余量为 Fe. 将合金锭高温扩散退火, 再锻成边长为 45 mm 的方坯, 锻造加热温度为 1100 °C. 然后将锻坯轧制成直径为 18 mm 的圆棒, 轧制加热温度为 1110 °C. 对轧棒作标准热处理, 条件为: 965 °C / 1 h, 空冷; 720 °C / 8 h, 以 50 °C / h 的速度炉冷至 620 °C, 在 620 °C 保温 8 h 后空冷. 使用标准的“U”形缺口试样进行室温冲击性能测试. 分别在金相显微镜和扫描电镜下观察合金的组织结构, 用扫描电镜观察断裂组织. 在平行于断口方向并紧靠断口位置切取透射电镜样品, 用透射电镜观察和分析断口附近的形变组织. 用 X 射线检测断口表面的晶粒度.

2 结果与讨论

合金的晶粒度为 ASTM9-11 级. 在金相显微镜下可观察到短棒状 δ -Ni₃Nb 相在晶界上析出; 少量块状 MC 型碳化物分布于晶界和晶内, 有时呈轻微的条带分布. 此外, 晶内有较多的孪晶出现.

合金的室温冲击韧性为 $a_k = 47 \text{ J/cm}^2$. 断口的边角处发生了较大程度的塑性变形, 但除边角外大部分地区断面较平, 并且基本与试样纵向垂直 (图 1). 试样为穿晶断裂, 断口表面呈现明显的撕裂特征 (图 2).

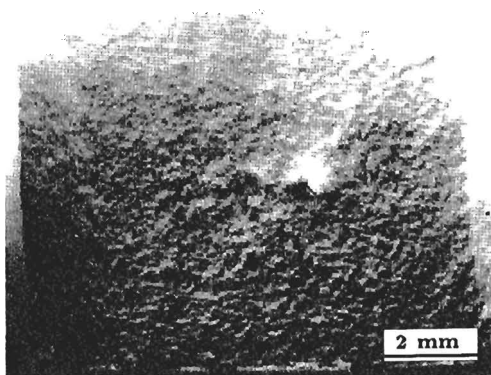


图 1 IN718 合金冲击试样断口表面形貌

Fig.1 Fracture surface of wrought IN718 impact specimen

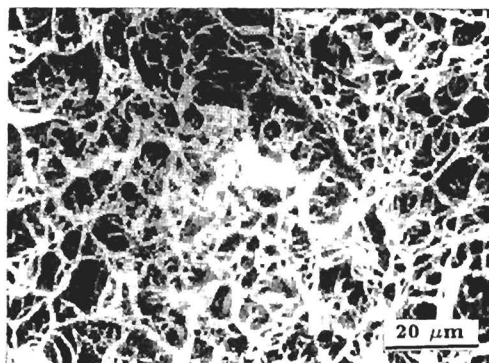


图 2 IN718 合金冲击样品断口形貌

Fig.2 Fracture surface of wrought IN718 impact specimen

用透射电镜观察断口附近的严重变形组织, 发现断口表面有一极薄的纳米晶层. 表面层呈现典型的纳米晶衍射特征, 平均晶粒尺寸约为 30 nm. 在该纳米层内, 看不到位错组织 (图 3). 在紧靠纳米层的正常晶粒组织内, 偶尔可观察到位错组织 (图 4).

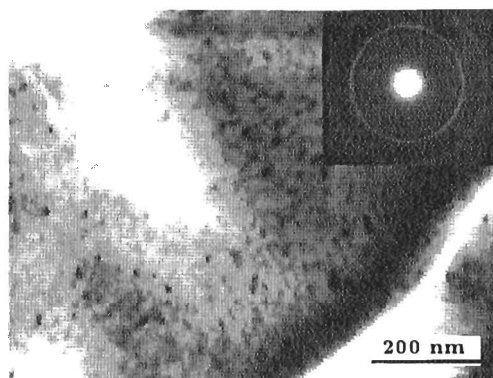


图 3 IN718 合金冲击试样断口表层的纳米晶组织

Fig.3 Nano-structure on the fracture surface of IN718 impact specimen

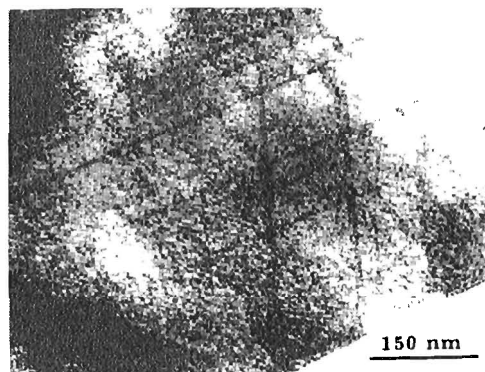


图 4 纳米层附近正常组织中的位错组态

Fig.4 Dislocations in the region nearby the nano-layer at the fracture surface

图 5 表明, 断口表面的各 X 衍射峰被明显展宽, 断口表面的晶粒被细化, 晶粒尺寸约为 20~30 nm, 与透射电镜的观察结果一致。

在冲击载荷作用下, 试样首先沿缺口张开。缺口底部的张开位移最大, 且应力集中最严重, 所以裂纹首先在该处萌生。裂纹萌生后, 其尖端成为新的应力集中部位, 剩余的冲击能量导致裂纹尖端附近区域发生集中塑性变形和开裂, 直至试样断裂。因此塑性变形可能主要集中于断口表面上一个很薄的区域内。由于这个原因, 在表面纳米层下方的正常组织内, 只是偶尔才能观察到位错。但是在试样的边角处, 由于缺乏约束, 塑性变形相对可以在较大的范围内发生。

试样的冲击功主要包括三部分: 表面能、使试样发生永久塑性变形的变形能和增加缺陷

而储存的内能。后一部分能量对于变形组织的再结晶过程可产生重要的影响。在冲击实验条件下, 瞬间施加于试样的冲击能量远大于上述三部分能量之和, 且裂纹尖端的应力集中非常严重, 因此裂纹尖端附近可能开动的位错源的数目大大增加, 并且每个位错源都有可能发射大量的位错并形成严重的位错塞积。所以断口表面发生严重塑性变形的薄层内的能量密度很高。由于裂纹尖端处的应力状态非常复杂, 一个晶粒内向不同方向发射位错列的源都有可能开动。不同方向的位错列互相交叉将原晶粒分割成很小的区域。这些小区域内晶格畸变严重, 且不同区域的晶体取向很可能存在一定的差别。

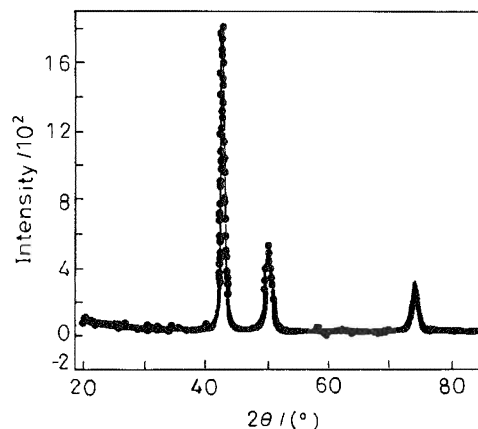


图 5 断口表层纳米晶组织的 XRD 谱

Fig.5 XRD analysis of the nano-structure at the fracture surface of IN718 impact specimen

裂纹扩展的瞬间, 裂尖处相邻原子被拉开至最大距离。由于原子间引力的作用, 即将断开的金属原子将带动其邻近的原子不同程度地偏离其平衡位置, 即原子间的势能增大。但当金属键断开后, 连接两被断开金属原子的引力突然消失, 被断开原子及其附着端的相邻原子将重组并达到新的平衡位置, 同时储存在原子间的势能将以热能的形式释放出来。由于空气的导热系数远低于金属的导热系数, 因此热量主要被基体金属吸收。由于试样是在瞬间断裂的, 高密度的热流使下层金属急剧升温, 并导致其再结晶。增加形变度可以使再结晶激活能减小, 再结晶温度下降。断口表层金属发生了极为严重的塑性变形, 其再结晶激活能有可能显著减小, 再结晶温度明显降低^[6]。因此, 尽管冲击实验是在室温进行的, 但断口表层原子放出的高密度热流引发下层金属再结晶的可能性很大。一旦下层金属开始再结晶, 由于其缺陷密度很高, 放出的热流密度亦将很大, 促使再结晶反应继续进行, 直至高度塑变区薄层再结晶完毕。因此在表面纳米层内观察不到位错。如上所述, 在冲击断裂过程中, 断口表面薄层内的晶粒很可能被不同方向的位错切割成很小的区域。这些小区域的边界类似于多边化过程形成的位错墙。因此, 表层原子放热引起温升后, 再结晶可以不经过多边化而直接发生, 这将大大缩短再结晶过程需要的时间。但可以肯定的是, 再结晶过程是在瞬间完成的。因为相对于表面极薄的纳米层, 基体金属的体积是极大的, 表层金属的热量几乎可以立即被基体吸收, 使温度瞬间降低。由于试样断口表面薄层内发生的严重塑性变形导致再结晶激活能显著减少, 再结晶时间将大大缩短^[6]。因此, 再结晶可以在瞬间完成。

由于再结晶生成的纳米晶尺寸只有 20~30 nm, 位错很容易由晶内运动到晶界并被吸收。而在纳米层下方的正常晶粒组织内, 一方面该处的温升已经十分有限; 另一方面由于晶粒较大, 位错很难在短时间内扩散到晶界, 从而被保留在晶内。但由于塑性变形主要局限在裂纹尖端附近的微小区域内, 所以正常晶粒组织内出现位错的几率并不大。

由以上分析可知, 试样的冲击功与断口表面严重变形层的宽度密切相关。合金的塑性愈高, 裂纹尖端愈容易钝化, 严重变形层愈宽, 吸收的冲击功愈多, 即冲击韧性愈高。对于一般的金属材料, 常温下晶界强度高于晶内强度, 因而在室温冲击条件下表现为穿晶断裂。当基体材料塑性较高时, 断口表面吸收高密度的能量引发再结晶, 并形成纳米晶。但对于一些塑性很低的材料, 如铸铁和金属间化合物等, 裂纹很容易产生并沿晶界或解理面扩展。这种情况下断口表面的塑性变形很小, 吸收的能量很低, 所以产生纳米晶的可能性很小。同样可以推论, 随着合金的塑性降低, 冲击断口表面的变形程度降低, 纳米晶层变薄。IN718 为沉淀硬化型高温合金, 含有约 5.3% 的 Nb 以析出 γ'' -Ni₃Nb 强化相。但高 Nb 含量导致该合金有较严重的偏析倾向^[7]。如果均匀化处理未能彻底消除偏析, 在 Nb 偏析严重的区域, γ'' 析出量增加, 因此强度较高; 而塑性高的 γ 基体比例减少, 使该区的塑性降低。在拉伸载荷作用下, 其它强度较低的区域将首先变形并产生硬化, 最后导致合金各部分都参与变形。但在冲击载荷作用下, 由于 Nb 偏析严重区域的塑性降低, 将使高度塑性变形区变窄, 使裂纹容易在该处萌生。由于其它区域的塑性相对较高, 能够使裂纹钝化, 因此裂纹倾向于沿 Nb 偏析严重的区域扩展, 这将降低合金的冲击韧性。因此, 同拉伸等相对较慢的加载方式相比, 冲击性能对于偏析更加敏感。

3 结 论

在 IN718 合金的冲击断裂过程中, 在断口表面形成的严重塑性变形层愈宽, 合金的冲击性能愈好。断口表层原子位置重组放出的热量导致严重塑性变形层瞬间升温, 引发再结晶, 导致

表面纳米晶组织的形成. IN718 合金的成分偏析降低其冲击韧性.

感谢李自成博士在透射电镜结构分析方面的工作.

参 考 文 献

- 1 R.P.Jetwett, J.A.Halchak, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, Edited By E.A.Loria, TMS, Warrendale, Pennsylvania, 749(1991)
- 2 DU Jinhui(杜金辉), ZHUANG Jingyun(庄景云), DENG Qun(邓 群), ZHANG Aimin(张爱民), MA Longzhou(马龙周), Impact property of alloy GH4169 at low temperature (GH4169 合金的低温冲击性能), Journal of Iron & Steel Research (钢铁研究学报), **10**(1), 31(1998)
- 3 G.K.Bouse, M.R.Behrendt, Mechanical properties of microcast alloy 718 fine grain investment castings, Superalloys 718 Metallurgy and Applications, Edited By E.A.Loria, TMS, Warrendale, Pennsylvania, 319(1989)
- 4 G.K.Bouse, Impact and fracture toughness of investment cast, plasma sprayed, and wrought alloy 718, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, Edited By E.A.Loria, TMS, Warrendale, Pennsylvania, (287)1991
- 5 A.K.Koul, G.H.Gessinger, On the mechanism of serrated grain boundary formation in Ni-based superalloys, Acta Met. **31**, 1061(1983)
- 6 FENG Duan(冯 端), WANG Yening(王业宁), QIU Dirong(邱第荣), Physical Metallurgy(金属物理), Published by Science Press(科学出版社), 1978
- 7 P.J.DiConza, R.R.Biederman, R.P.Singh, Homogenization and thermomechanical processing of cast alloy 718, in Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, Edited By E.A.Loria, TMS, Warrendale, Pennsylvania, 161(1991)