

文章编号: 1004-0609(2004)02-0223-05

铜/钢爆炸焊接板浸铝铸件中 铝/钢界面裂纹的形成与扩展^①

励志峰¹, 张新明¹, 陈健美¹, 杨续耀², 周卓平¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 电气通信大学 机械工程系, 东京 182-8585, 日本)

摘 要: 采用铜/钢爆炸复合板浸铝铸造的方法制取了铝/钢铸件。用扫描电子显微镜对复合铸件中铝/钢界面裂纹的形成以及这些裂纹在不同热处理制度下和拉剪测试时的扩展形为进行了分析。研究表明, 浸铝铸造后的裂纹主要存在于波侧面的 Fe_2Al_5 层中, 且大部分平行于波形界面。当试样经过 300~600 °C, 30 min 退火空冷后, 裂纹从波侧面扩展到波谷和波峰, 同时在波形界面的块状 FeAl_3 相中也出现平行于波形界面的裂纹。铝和钢的热膨胀系数有较大差异, 而在界面导致残余热应力是造成界面裂纹产生和扩展的主要原因。由于铝/钢接触反应时的 Kirkendall 效应使 Fe_2Al_5 层中产生较多的微孔, 同时也由于该中间层较厚, 因此微裂纹往往在该层中产生和扩展。拉剪测试后的断口分析表明材料主要沿铝/钢波形界面失效。

关键词: 爆炸焊接; 中间相; Kirkendall 效应; 固/液反应

中图分类号: TG 172

文献标识码: A

Crack initiation and propagation at Al/ steel interface in castings produced by molten aluminum and explosively welded Cu/ steel plate

LI Zhifeng¹, ZHANG Xinming¹, CHEN Jianmei¹, YANG Xuyue², ZHOU Zhuoping¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University,

Changsha 410083, China;

2. Mechanical Engineering Department, University of Electrocommunications,

Tokyo 182-8585, Japan)

Abstract: Al/steel bonding castings was manufactured by the molten aluminum and explosively welded Cu/ steel plate. Crack initiation and propagation at Al/ steel interface were investigated by SEM in the as-cast condition as well as in specimens which were heated at various temperatures and then air-cooled. The main cracks are found in the Fe_2Al_5 continuous intermetallic layer at the ridges of the wavy Al/ steel interface and most of these cracks are parallel to the wavy interface. Being heated at different temperatures from 300 °C to 600 °C, and then air-cooled, these cracks propagate from ridges to the vales and peaks, and also appear in FeAl_3 blocks as well. Most of these cracks are found to be parallel to the wavy interface too. The residual stress due to different thermal expansion coefficients of the interacting phases and the volume change effect associated with the formation of intermetallic compounds, is suggested to be responsible for the crack initiation. Kirkendall effects during the formation of Fe_2Al_5 result in amounts of tiny holes in this layer, which might facilitate the crack initiation and propagation afterwards.

Key words: explosive welding; intermetallics; Kirkendall effects; solid-liquid interaction

铝/钢结合件在诸多领域有着广泛的用途^[1]。采用固态钢与铝熔体相互作用来制取铝/钢复合器件具有成本低、工艺简单等优点,但由于铝熔体易与钢快速反应,在界面生成脆性 Fe_2Al_5 , FeAl_3 等中间化合物,对界面强度产生不利影响^[2-7],因此采用这种固/液反应方法制取铝/钢复合铸件目前还很难推广。作者曾采用铜/钢爆炸复合板浸铝铸造的方法制取了界面结合强度达 80.5 MPa 的铝/钢复合铸件。浸铝铸造后在铝/钢界面形成了靠近钢基体的较厚的 Fe_2Al_5 化合物层和靠近铝基体的较薄的 FeAl_3 化合物层,并在波形界面区域出现了 FeAl_3 块状初晶相。另外,在铝/钢界面观察到了裂纹,尽管这类裂纹常见于先前对钢/铝固液反应界面的研究中^[8-10],并且它对界面的结合质量存在很大影响,但目前还鲜见对这类界面裂纹的产生、扩展及界面失效的研究。本文中作者研究了铝/钢界面裂纹的产生与扩展机理,分析了界面裂纹与部件受载时界面失效之间的联系,这对了解铝/钢界面组织与其力学性能之间的关系,进一步改进制造铝/钢复合件的工艺具有指导作用。

1 实验

实验材料为重钢产 50CrV 弹簧钢、铝铜合金和市购紫铜板。材料的化学成分如表 1 所示。铜板和钢板尺寸分别为 230 mm × 180 mm × 1.5 mm 和 230 mm × 180 mm × 3 mm。在电阻炉中重熔铝合金,浇铸前将金属铸型预热至 700 °C,浇注温度为 730 °C。浇铸后立即插入经打磨抛光的复合板,立即水冷铸型,以求铝合金的快凝固。铝熔体凝固后体积约为 230 mm × 180 mm × 70 mm。沿原铜钢爆炸复合板的射流方向在铸锭上割取铝/钢界面金相试样,将部分试样分别在 300 °C、500 °C 及 600 °C 下保温 30 min 后空冷,用 H-4300 扫描电镜观察界面的微观组织和经拉剪测试后的断口组织。图 1 所示为拉剪试样示意图。

表 1 试验中所用合金的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of experimental alloys (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni
50CrV	0.51	0.29	0.58	0.95	0.004
Al alloy		0.80	0.80		
Material	V	Cu	Mg	Fe	Al
50CrV	0.29			Bal.	
Al alloy		4.40	0.50	≤0.7	Bal.

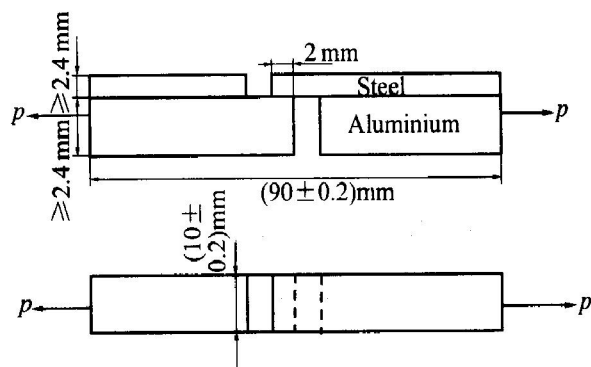


图 1 拉剪试样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of tensile-shear test specimen

2 实验结果

2.1 浸铝铸造后铝/钢界面的裂纹

图 2 所示是铜/钢爆炸复合板浸铝铸造后的典型界面形貌。界面保留了铜/钢爆炸复合时形成的波形界面,原先的界面铜层已完全溶入铝基体中;

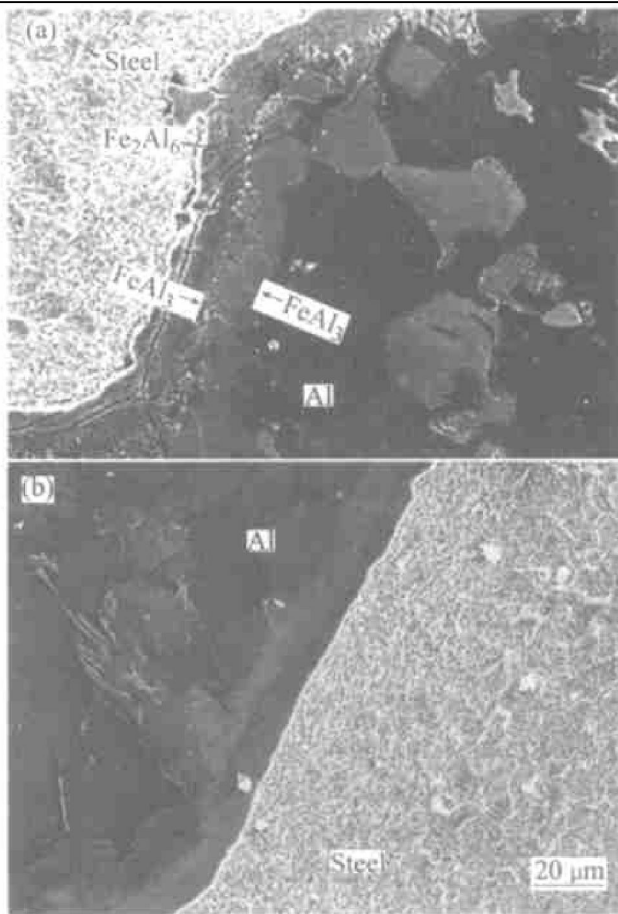


图 2 浸铝铸造后铝/钢界面的裂纹形貌

Fig. 2 SEM morphologies of cracks in

Al/steel interface after casting

(a) —Cracks parallel to wavy interface;

(b) —Periodic tilt cracks at interface

在铝/钢界面上出现了两层连续中间化合物层, 其中靠近钢基体的为 Fe_2Al_5 , 靠近铝基体的为 FeAl_3 , 在界面区域还出现了许多 FeAl_3 块状初晶相。从图 2 中还可以看到, Fe_2Al_5 层厚约 $10 \sim 15 \mu\text{m}$, 而 FeAl_3 层厚约 $5 \mu\text{m}$ 。另外在铝/钢界面也出现了许多裂纹, 根据其形貌可分为两类: 一类为平行于波状界面的裂纹, 距钢基体约几个 μm , 如图 2(a) 所示, 这类裂纹在界面处比较多, 大多出现在波侧面处, 事实上, 这些裂纹一般都在靠近钢基体的 Fe_2Al_5 层中; 另一类裂纹与界面成一定角度, 有周期性, 且穿透整个界面连续中间层, 甚至进入紧靠界面的 FeAl_3 初晶相中, 如图 2(b) 所示, 这种裂纹在整个界面上很少, 其形成机理目前还不清楚。

图 3 所示为界面 Fe_2Al_5 层的高倍 SEM 像。从图 3 可以看出, Fe_2Al_5 层中存在很多空洞, 这些空洞的直径通常在 100 nm 左右。这些空洞的形成与该化合物层形成时 Al 和 Fe 原子间的 Kirkendall 效应有密切关系。根据文献[5], Fe 原子与 Al 原子在 Fe_2Al_5 层中的扩散激活能分别为 171 kJ/mol 和 109 kJ/mol , 由于 Fe 原子和 Al 原子在 Fe_2Al_5 层中的扩散系数相差较大, 导致在两者间产生显著的 Kirkendall 效应, 在 Fe_2Al_5 层向钢基体中扩展的同时, Kirkendall 效应使得 Fe_2Al_5 中空位聚合产生空

洞; 另外, Fe_2Al_5 本身的晶体结构很松散, 沿其晶格 c 轴方向的原子只占据了 70% 的位置^[12], 这样松散的结构使得空位更易聚集成为空洞。从图 3 还可以看到众多空洞中有一条小裂纹, 宽约 250 nm , 该裂纹边上可看到空洞的痕迹, 如图 3 中 A 所示。

2.2 退火空冷后铝/钢界面裂纹的扩展

试样经不同温度退火空冷后的铝/钢界面裂纹形貌如图 4 所示。与图 2(a) 相比, 经过退火空冷后

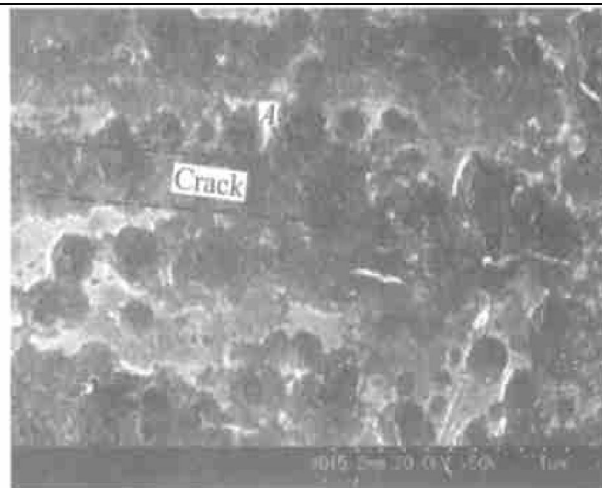


图 3 Fe_2Al_5 层中的微孔及微裂纹 SEM 形貌

Fig. 3 SEM morphology of small holes and micro-cracks in Fe_2Al_5 intermetallic layer

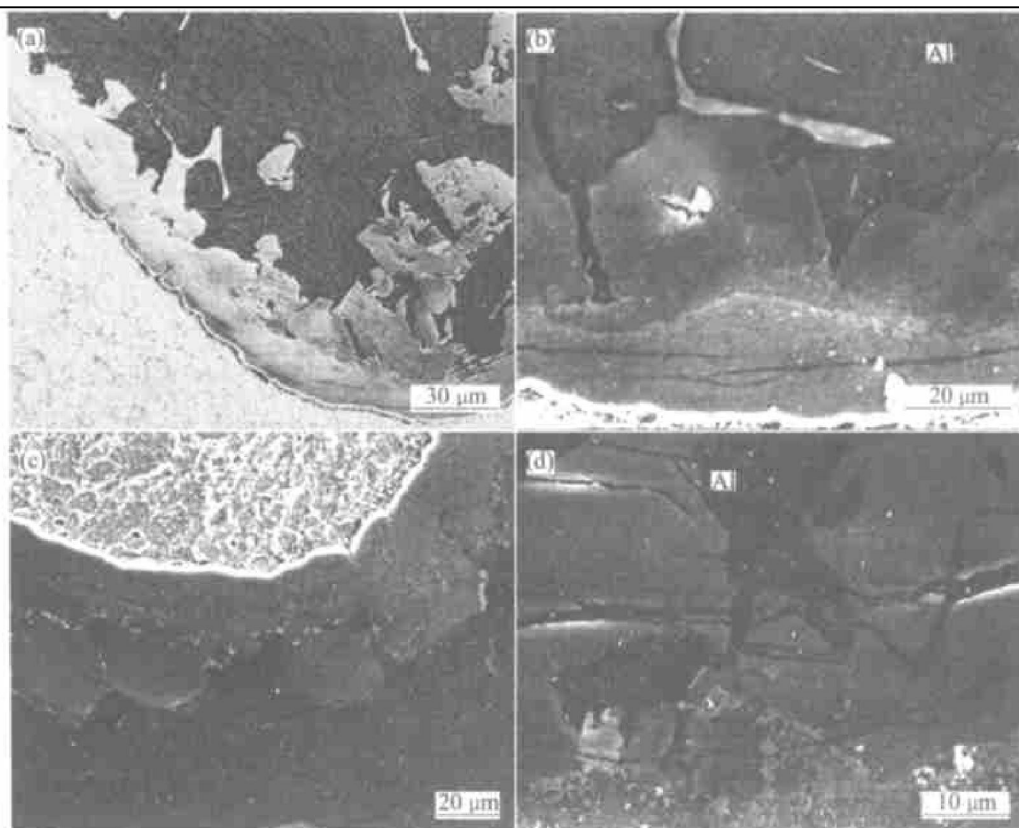


图 4 经不同温度退火空冷后的铝/钢界面形貌

Fig. 4 Morphologies of Al/steel interface after annealing at different temperatures and aircooling

(a) and (b) $-300 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $-500 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $-600 \text{ }^{\circ}\text{C}$

的试样中, 界面裂纹普遍从波侧面扩展到波峰和波谷, 且退火温度越高, 中间层中的裂纹相对也越大。图 4(b) 为 300 °C, 30 min 退火后的波谷处裂纹形貌, 箭头所示表明波谷裂纹是从两个波侧面扩展而来的。500 °C 退火空冷后, 界面块状相中出现了一些明显裂纹, 这些裂纹大体上平行于波形界面 (图 4(c))。600 °C 退火空冷后 (图 4(d)), 界面块状相中的裂纹更多更粗, 同时这些裂纹还是基本平行于波状界面。可以看出, 相对界面中间层, FeAl_3 块状相中不易产生裂纹, 这可能是由于这些块状相都处在相对塑性较好的铝基体中, 应力集中可以通过周围铝基体的微量变形来耗散。

2.3 拉剪试样断口形貌

图 5 所示是试样在拉剪测试后的铝侧断面形貌。从图 5 可以看出, 界面在承受剪应力后沿铝/钢波形界面失效, 断面的波侧面大多光滑, 整个界面上基本都呈现脆性断裂的特征, 只在波峰和波谷显示出部分韧性断裂特征。

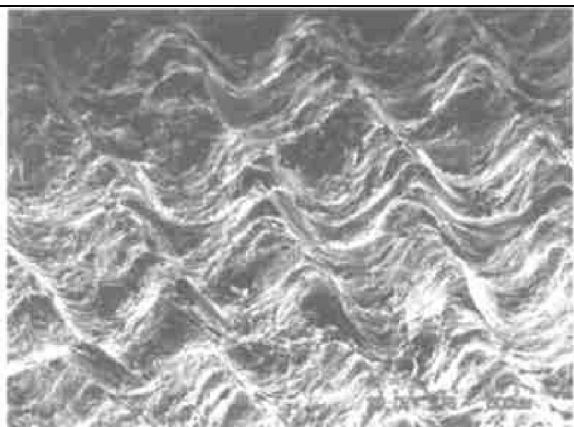


图 5 拉剪测试后的铝侧断面形貌

Fig. 5 Fractograph of Al side after tensile-shear test

3 分析与讨论

在钢与铝熔体反应后的界面经常会发现裂纹。Dybkov 认为^[6], 导致界面裂纹产生的原因主要有两个: 一是为界面各组成相的热膨胀系数差别很大, 如 Al 和钢的热膨胀系数分别为 $22.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 和 $11.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, 在铸件从浇铸温度冷却到室温的过程中, 热膨胀系数的差别使界面各组成物之间产生很大的内应力。如在浸铝铸件冷却后, 对于板件, 由热膨胀系数差异而引起的内应力值可估算如下:

$$\sigma = E_{\text{Al}} \Delta T (\alpha_{\text{Al}} - \alpha_{\text{steel}}) / (1 - \nu_{\text{Al}}) \quad (1)$$

式中 E_{Al} 为 Al 的弹性模量, 约为 72.4 GPa, α_{Al} 和 α_{steel} 分别为 Al 和钢的热膨胀系数, ΔT 为温差, 本试验中可取为 700 K, ν_{Al} 为铝的泊松比, 约为 0.33。将以上数据代入上式后可得界面残余应力为 832 MPa。根据文献[11], Fe_2Al_5 层的强度只有约 197 MPa, 在如此大的内应力作用下, 脆性的 Fe_2Al_5 很容易开裂, 形成如图 2 所示的裂纹。而铝基体和钢基体的塑性较好, 因此可以通过微量的变形来减轻内应力的影响, 而界面化合物一般都为脆性物质, 变形能力差, 因此易造成界面组织中应力集中, 从而导致界面开裂。另一个原因是反应物和生成物的体积不同, 这也会加剧界面附近应力集中, 导致界面开裂。Kirkendall 效应在铝/钢界面裂纹产生和扩展中的作用经常被忽略^[6], 从本文的试验结果看, 该效应在其中也起着很重要的作用。图 3 表明由于在界面中间层形成时的 Kirkendall 效应及 Fe_2Al_5 层自身的晶体学结构特点, 界面上存在很多空洞, 当界面存在内应力时, 这些小空洞可以相互连结成为裂纹源^[12]。

从图 2 和图 4 可以看出界面裂纹的产生和扩展都倾向于在 Fe_2Al_5 层中进行。如上所述, 由于 Fe_2Al_5 层中空洞较多, 因此界面裂纹容易在 Fe_2Al_5 层中形核和扩展。此外由于 Fe_2Al_5 层本身较厚, 根据文献[13, 14], 界面中间化合物层中的裂纹扩展临界应力 σ_c 可用如下公式表示:

$$\sigma_c = \sqrt{E_s \Gamma_s / h} \quad (2)$$

式中 E_s 为中间层的弹性模量, Γ_s 为中间层材料的断裂能, h 为中间层的厚度。可见中间层越厚, 界面裂纹的临界扩展应力越小, 该中间层越易开裂。

除了界面中间层本身的性质外, 影响界面裂纹形成和扩展的另一个重要因素是界面的应力状态。根据文献[13], 界面中间层中的残余应力一般平行于界面, 根据这一点得到波形界面下的残余应力作用图 (如图 6 所示), 界面上的剪应力平行于波形界面。在图 6 所示的应力作用下, 显然在波峰和波谷处的界面弯曲会对裂纹扩展造成阻碍, 因此界面裂



图 6 铝/钢界面应力分布示意图

Fig. 6 Schematic diagram of stress distribution at Al/steel interface

纹往往先出现在波侧面处(图2),只有当界面裂纹获得更大的扩展驱动力(如加热空冷)后,才会扩展到波谷和波峰上,如图4所示。

由于铝/钢界面冷却过程中已有裂纹,因此在进行拉剪测试后,界面将发生原有裂纹的扩展。当各波侧面的原始裂纹扩展到波峰和波谷后,它们可能相互连接而导致界面的整体断裂。中间化合物的断裂一般都为脆性断裂,表现在拉剪测试后铝侧断面(图5)都非常光滑,为脆性断裂特征。当裂纹扩展到波峰和波谷时,由于界面弯曲的影响,那里的应力状态可能会变得复杂;同时裂纹扩展受到的阻力也更大,铸造铝基体的强度和塑性均较差,在复杂的应力场下,裂纹可能会从 Fe_2Al_5 层进入铝基体,因此在波谷处的断面往往呈现出部分韧性断裂特征。

REFERENCES

- [1] Dybkov V I. Interaction of 18Cr-10Ni stainless steel with liquid aluminium [J]. J Mat Sci, 1990, 25: 3615 - 3633.
- [2] Shahverdi H R, Ghomashchi M, Shabestari R, et al. Microstructure analysis of interfacial between molten aluminium and solid iron [J]. Journal of Materials processing technology, 2002, 124: 345 - 353.
- [3] Bouche K, Barbier F, Coulet A. Intermetallic compound layer growth between solid iron and molten aluminium [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 249: 167 - 175.
- [4] 夏原,姚枚,李铁藩. 热浸铝镀层的微观组织结构及形成机理[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(4): 154 - 158.
XIA Yuan, YAO Mei, LI Tie-fan. Coating formation process and microstructure during hot dip aluminizing (HDA) on steel [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1997, 7(4): 154 - 158.
- [5] Shahverdi H R, Ghomashchi M R. Kinetics of interfacial reaction between solid iron and molten aluminium [J]. Journal of Material Science, 2002, 37: 1061 - 1066.
- [6] Dybkov V I. Interaction of iron-nickel alloys with liquid aluminium [J]. Journal of Material Science, 2000, 35: 1729 - 1736.
- [7] Yeremenko V N, Natanzon Y V. The effect of dissolution on the growth of the Fe_2Al_5 interlayer in the solid iron-liquid aluminium system [J]. Journal of Materials Science, 1981, 16(7): 1748 - 1756.
- [8] 杨扬,李正华,张新明,等. TA_2/A_3 爆炸复合结合界面的力学性能及其测试方法[J]. 中南矿冶学院学报, 1994, 25(5): 617 - 620.
YANG Yang, LI Zheng-hua, ZHANG Xin-ming, et al. Mechanical properties of explosive cladding interface and testing methods [J]. J Cent South Inst Min Metall, 1994, 25(5): 617 - 620.
- [9] 冯端. 金属物理学(第一卷)[M]. 北京: 科学出版社, 1987. 11.
FENG Duan. Physical Metallurgy (Vol. 1) [M]. Beijing: Science Press, 1987. 11.
- [10] Cahn R W, Hasssen P. Physical Metallurgy [M]. Amsterdam: Elsevier, 1983.
- [11] 刘帮津. 钢材的热浸镀铝[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995. 10.
LIU Bang-jin. The Hot-dip Aluminizing of Steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995. 10.
- [12] 褚武杨,乔利杰. 断裂与环境断裂[M]. 北京: 科学出版社, 2000.
CHU Wuyang, QIAO Lirjie. Fracture and Environmental Fracture [M]. Beijing: Science Press, 2000.
- [13] Evans A G, Dalglish B J. The fracture resistance of metal/ceramic interfaces [J]. Acta Metall Mater, 1992, 40(S): 295 - 306.
- [14] Bartlett A, Evans A G. The effect of reaction products on the fracture resistance of a metal/ceramic interface [J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(12): 497 - 504.

(编辑 杨兵)