

7xxx 系列 Al 合金应力腐蚀开裂的研究

刘继华 李 荻 郭宝兰

(北京航空航天大学材料科学与工程系 北京 100083)

摘要 综述了 7xxx 系列 Al 合金的应力腐蚀开裂机理和影响应力腐蚀开裂行为的因素,讨论了应力腐蚀开裂过程的微观结构变化及其与应力腐蚀开裂敏感性的关系.在不降低合金力学性能的前提下,提高耐应力腐蚀开裂性将使该系合金有广泛的应用前景.

关键词 高强 Al 合金 应力腐蚀开裂 综述

中图分类号 TG172.9 **文献标识码** A **文章编号** 1002-6495(2001)04-0218-05

INVESTIGATION OF STRESS CORROSION CRACKING OF 7XXX SERIES ALUMINUM ALLOYS

LIU Jihua, LI Di, GUO Baolan

(Department of Materials Science and Engineering,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083)

ABSTRACT A review of the SCC mechanism and the factors which influence the SCC behavior of 7xxx series aluminum alloys is presented. Many microstructural changes during the SCC process and the relation between the changes and the susceptibility to SCC are discussed. Under the condition without decreasing mechanical properties, there will be widespread application of the alloys by increasing their SCC resistance.

KEY WORDS high-strength aluminum alloys, stress corrosion cracking, review

7xxx 系列 Al 合金即 Al-Zn-Mg-Cu 系列合金是应航空和航天发展需要开发出来的新型高强合金.随着航空航天工业对高强 Al 合金需求的持续增长,发展合金化学和热力学处理以优化 7xxx 系列 Al 合金强度和耐应力腐蚀开裂 (Stress Corrosion Cracking, SCC) 性受到普遍关注^[1].

由于存在大量的影响因素,高强 Al 合金 (High-strength aluminum) 的 SCC 机理相当复杂.影响 7xxx 系列 Al 合金 SCC 的因素很多,诸如 pH 值、热处理制度、晶粒度、晶界偏析、作用应力,合金组份等,在研究改善合金抗 SCC 性能时,往往以牺牲合金强度为代价^[2,3],由此可见,强度与应力腐蚀敏感性间的冲突是 7xxx 系列 Al 合金在实际应用中急需解决的问题.

1 SCC 机理

1.1 应力腐蚀开裂的表面迁移

环境的作用使金属表面生成低熔点化合物,金属在溶液中的 SCC 现象是由于低熔点盐的形成而产生的. R. J. Asaro 和 W. A. Tiller^[4]提出了 SCC 界面形态模型但没有讨论环境如何使金属表面 SCC 迁移增加的.后来, J. R. Galvele^[5]提出了基于表面迁移的 SCC 模型.其裂纹生长速度公式是通过空穴浓度和原子体积推导出来的,没有考虑毛细作用. K. Sieradzki 和 F. J. Friedersdorf^[6]在此基础上提出了更接近实际的裂纹生长速度模型.认为,由于裂纹扩展速度非常慢,一般来说,表面迁移能使 SCC 裂纹发生扩展.但对于韧性 fcc 金属,其它开裂模型 (阳极溶解,膜致分裂等)更为重要.

1.2 阳极溶解和氢致开裂

众所周知,在溶液环境中,高强 Al 合金具有 SCC 敏感性.事实上,晶界沉淀往往作为阳极,使 SCC 伴有晶界沉淀优先溶解的倾向,因此,阳极溶

国家重点基础研究发展规划项目(G1999064909-3)

收到初稿:2000-10-08;收到修改稿:2000-10-30

作者简介:刘继华,男,1969年生,博士生,工程师.

Tel:010-82317113 E-mail:jhlou@263.net

解可能是 SCC 机理^[7-9]. 然而, 也有人^[10-18]认为 7xxx 系列 Al 合金的 SCC 机理包含氢脆 (Hydrogen Embrittlement, HE), 原因是加载模式会改变 SCC 敏感性, SCC 对 H 渗透具有敏感性, 而且, 在潮湿环境中预放置使合金延伸率下降. 由于在溶液环境中难以直接观察 SCC 机理, 而且影响 SCC 行为的因素很多, 因此, 虽然 7xxx 系列高强 Al 合金的 SCC 曾得到广泛的研究, 但其作用机理还没有一致的观点.

D. Najjar 等^[19]研究了 7050Al 合金在 3% NaCl 溶液中的 SCC 过程, 认为该过程含有阳极溶解和氢脆作用. 开始时, 在合金表面晶界处产生 Al_7Cu_2Fe 和 Al_2CuMg 杂质颗粒, 形成电化学势梯度, 于是产生局部阳极溶解而使钝化膜破裂, 形成临界缺陷, 微裂纹开始生长. 随着晶界区局部阳极溶解的增加, 通过还原性的 H 原子能生成 H_2 和气泡.

虽然 7xxx 系列 Al 合金在低压分子 H 中不易开裂, 但在原子 H 中可发生沿晶断裂^[20]. 位错、空穴引起的扭曲晶格、固溶体中的 Mg 和相沉淀等都是合金中 H 的陷阱点. 在准静态和疲劳载荷条件下, 氢脆可能是 7xxx 系列 Al 合金环境开裂的主要机理. 通过化学和电化学反应, 原子 H 只在靠近裂纹尖端的表面生成, H 扩散到过程区 (Process Zone), 与微观特征结构, 裂纹尖端应力和塑性应变相互作用, 造成损害^[21].

潮湿空气对 Al 合金疲劳裂纹生长的影响可用氢脆和表面膜效应这两种机理进行解释^[22,23]. 用氢脆机理解释为: 裂纹扩展时, 水分子与裸露的新鲜 Al 合金反应形成水合表面层, 反应释放的 H 原子通过扩散渗入裂纹尖端前的塑性区, 使疲劳裂纹增长速度增加. 用表面膜机理解释为: 疲劳损伤和裂纹增长速度增加是由 (1) 表面膜与可逆滑移相互干涉; (2) 持续滑移带和疲劳损伤的局部化; (3) 表面膜破裂使裂纹扩展三方面引起的. 由此可见, 氢脆机理中的水蒸气为损伤组份, 而表面膜机理中的损伤组份为水蒸气和氧气.

Seong - Min Lee 等^[24]认为, 随着应力强度的增加, 应力腐蚀裂纹扩展时, 发生了从阳极溶解到氢脆的过渡转变. 温度与 K_{ISCC} 间的关系表明, 在裂纹扩展第 I 阶段, 主要以阳极溶解模式为主, 在裂纹扩展第 II 阶段, 主要是氢脆而不是阳极溶解为主.

1.3 SCC 的无位错区模型

Gong Bo 和 Lai Zuhan^[25]研究了 7050Al 合金后提出 SCC 的无位错区 (Dislocation Free Zone, DFZ) 模型. 透射电镜试验表明, 裂纹尖端前存在 DFZ, 这是因为只有局部应力强度因子 (Local Stress Intensi-

ty Factor) 不低于临界值 k_e 时才会在裂纹尖端发射位错. 在 SCC 初期, 大量 H 原子进入材料裂纹尖端, H 的逸度 f_0 比材料内的逸度 f 大, k_e 下降, 在外加应力作用下会发射刃型位错并堆积在裂纹尖端塑性区, 不能形成 DFZ, 裂纹驱动力消失, 裂纹几乎不能扩展. 随着裂纹区内 H 的增加, f_0 与 f 之间的差显著减小, k_e 恢复, 形成 DFZ, 裂纹扩展. 因此, 欠时效和峰时效合金的 SCC 裂纹扩展速度较快. 另一方面, 过时效合金的位错运动摩擦应力 σ_f 比峰时效合金的低 20%, 而且, 过时效合金有较大的晶界 (Grain Boundary, GB) 沉淀, 这些沉淀可作为 H 陷阱. Zn 和 H 之间的电荷迁移会使 H 变成 H^- , 而 H^- 比 H 尺寸大, 为了避免尺寸不匹配所引起的额外应变能, 在靠近 GB 的滑移面上发射位错, 位错离开裂纹尖端形成 DFZ, 于是, H^- 的尺寸不匹配会在裂纹尖端前产生沿晶正分离力, 在这种力的作用下, 裂纹沿 GB 而不是沿邻近滑移面扩展.

2 应力腐蚀开裂的影响因素

2.1 pH 值

曾经有人研究过^[26,27]溶液 pH 值对 Al 合金 SCC 行为的影响. A. J. Sedriks 等^[26]认为溶液本体的 pH 值对 7xxx 系列 Al 合金 SCC 敏感性没什么影响. 然而, H. F. de Jong^[27]却发现 3% NaCl 溶液的 pH 值对 7075 - T651 合金 SCC 行为的起始阶段有重大影响, 并且他认为一旦裂纹萌生, 溶液 pH 值的影响减小, 这是因为裂纹生长主要由裂纹尖端的应力状态确定.

W. T. Tsai 等^[28]研究了 3.5 mass% NaCl 溶液 pH 值对 7050 - T7451Al 合金 SCC 敏感性的影响. 结果表明, 在溶 O 的 3.5 mass% NaCl 溶液中, $pH < 4$ 时, 钝化膜遭破坏, 不能自动修复, 晶间腐蚀将促进裂纹形成和长大; $4 < pH < 10$ 时, 将产生点蚀, 生成裂纹, 增加 SCC 敏感性; $pH > 10$ 时, 试样遭受均匀腐蚀, 极少发生 SCC. 然而, 在去 O 的 3.5 mass% NaCl 溶液中, 几乎不发生 SCC.

2.2 热处理制度

过时效和回归热处理会显著提高静态应力条件下在潮湿空气和溶液环境中 7xxx 系列 Al 合金的耐沿晶 SCC 性^[11,29]. R. Braun^[30]在不同人工环境中对几种热处理 7050Al 合金进行了慢应变速率拉伸测试 (Slow Strain Rate Tension, SSRT). 结果表明: 峰时效 T651 的 SCC 门槛应力最小, 应力腐蚀最敏感, 欠时效 T7651 次之, 过时效 T7351 耐应力腐蚀最好, 但强度却下降约 10%, 其作用机理尚不清楚.

一些学者认为由于过时效改变晶界^[31],减轻晶界区的阳极局部溶解^[32],H向晶界的扩散,以及晶界均匀形变的应力集中^[29].这些就是过时效微观晶界区具有较低 SCC 敏感性的原因。

Mei - Kuang Tseng 等^[33]研究了 7050Al 合金晶界 Mg 偏析对氢致开裂过程的影响.结果表明,在欠时效、峰时效和过时效状态下,晶界处存在 Mg、Zn、Cu 偏析,偏析的 Mg 除生成 MgZn₂ 外,剩余的 Mg 能强化裂纹尖端 H 的富集,提高裂纹生长速度.欠时效时,晶界偏析 Mg 最多,峰时效次之,过时效最少,这与前述的观点一致. Mg 和 H 相互作用生成 MgH,但其作用机理有待进一步研究. Wang Laishen^[34]研究了具有不同 Mg 和 Zn 含量的 Al - Zn - Mg 合金的 SCC 试验,认为 Mg 和 Zn 的含量愈多,晶界沉淀愈多,无沉淀区 (Precipitate - free Zone, PFZ) 愈窄,则 SCC 敏感性愈大。

回归再时效 (Retrospection and Re - aging, RRA) 是由 B. Cina 发现的^[35],已应用于 7xxx 系列 Al 合金^[36]. RRA 能使 7075Al 合金具有良好的耐应力腐蚀性,而不降低合金的屈服或拉伸强度^[3,35-39]. J. K. Park 等^[36]和 K. Rajan 等^[40]认为, RRA 处理使晶界沉淀 (Grain Boundary Precipitates, GBP) 颗粒较大,氢气泡聚集,于是减小了晶界处 H 浓度,提高了耐氢脆 (HE) 性. M. Talianker 和 B. Cina^[41]用 TEM 研究了回归再时效对 7xxx 系列 Al 合金位错结构的影响.电镜观察表明,所有被测试的 7xxx 系列 Al 合金,经 T651 热处理,其晶界附近和晶粒内部出现高密位错,而经回归再时效处理后位错消失,同时,耐应力腐蚀和耐剥蚀性显著提高.他们认为,晶界及其附近的位错为 H 的集中提供了场所,而这些 H 是由于晶界颗粒的溶解而形成的.因此, RRA 处理后使位错消失是耐 SCC 性提高的原因。

RRA 处理的 7xxx 系列 Al 合金,其耐 SCC 性得到提高与微观结构有关^[36,37]. RRA 可增加晶界和亚晶界处 η 相 (MgZn₂) 粗糙沉淀,晶界内的 η' 相保持精细分布.这些粗糙沉淀是 H 陷阱,能减轻基体中晶界附近 H 原子聚集,从而降低 SCC 敏感性。

Gong Bo 和 Lai Zuhan^[42]利用俄歇和离子探针谱分析了不同热处理 7050Al 合金的断口表面晶界偏析.发现 Zn 比 Mg 更容易偏析,晶界偏析程度按欠时效、峰时效和过时效的顺序下降.而晶界 Zn 的偏析会使裂纹生长速度提高,耐 SCC 性降低.另外,在 SCC 试样的裂纹尖端区域发现存在大量的 H,裂纹尖端区域外,H 浓度下降,但 H 也渗透到较深的

材料本体内。

RRA 被看作为 T77.最近,Alcoa's 研发机构^[2]研究出 T77 处理制度(一种已申请专利的人工时效过程),能使产品具有高强度和高耐蚀性.最早的商业化 T77 产品是 7150 - T77 板材和挤型材料,这些材料具有 7150 - T6 的强度和开裂韧性,且具有 7075 - T76 的耐剥蚀和耐 SCC 性。

Lin Zhaoqi 等^[43]考察了三级时效法对高强 7050Al 合金结构和性能的影响.结果表明,三级时效法能显著提高强度和耐应力腐蚀,也能改善结构. Lin Zhaoqi 等认为,经三级时效热处理后,7050Al 合金的基体沉淀 (Matrix Precipitates, MP) 密度能增加到 7075 - T6Al 合金的程度,而且,基体沉淀 (MP, η' 和 η 相) 大小,GBP 大小和晶界 PFZ 宽度能增加到 7075 - T73 的程度。

2.3 晶粒度

7xxx 系列 Al 合金的微观特征对 SCC 敏感性有很大的影响.晶粒细化常常能提高其机械性能^[44]. T. C. Tsai 和 T. H. Chuang^[45]研究认为,晶粒细化能减少面滑移而增大均值滑移模式,能有效地减轻沿晶开裂和 SCC 敏感性.增加基体沉淀大小可减少面滑移并增加均值滑移模式,而均值滑移模式能有效地减少 H 向晶界的迁移,从而提高了抗 SCC 性^[45]. 另一方面,对于 7xxx 系列 Al 合金,GBP 尺寸的增加也能提高抗 SCC 性^[36]. 晶界处较大的 η 相沉淀可作为 H 原子形成氢气泡的捕捉场所,于是将 H 浓度降低到临界浓度值以下,阻止氢脆,从而提高耐 SCC 性^[36,37]. 然而, L. Christodoulou 和 H. M. Flower^[46]发现,用来聚集氢气泡的 GBP 的临界尺寸大约为 20nm,低于这个尺寸,SCC 敏感性较大.滑移带间距增加和 GBP 颗粒减小是 SCC 敏感性增加的两个重要因素.不恰当的晶粒细化处理可能使 GBP 颗粒减小到临界尺寸以下,这会造成严重的 SCC 损害. T. C. Tsai 和 T. H. Chuang^[45]认为,7475Al 合金的晶粒细化能提高超塑性,但也可能导致 SCC 敏感,为了防止这种情况发生,通过 RAA 处理可增加基体沉淀和 GBP 颗粒的大小,从而有效地提高抗 SCC 性。

2.4 脉冲波加载

结构材料的抗 SCC 性通常用应力腐蚀开裂门槛 K_{ISCC} 来评价.在该门槛强度以下,将不会发生应力腐蚀开裂.这个门槛值是在常载荷下测得的,而实际应用中几乎没有常载荷,因此,在脉冲波加载 (Ripple Loads) 条件下研究材料的抗 SCC 性是有意义的.事实上,脉冲波加载能使表观 SCC 门槛显著

降低,缩短材料的使用寿命^[47]。

P. S. Pao 等^[48]研究了 7075Al 合金在 3.5% NaCl 溶液中的脉冲波加载的裂纹生长行为。结果表明,时效几乎不影响 ST-取向 7075 合金的疲劳裂纹生长, T651 和 T7351 处理后的脉冲波加载开裂门槛值相同,而其静态 SCC 门槛 K_{ISCC} 却相差很大,其中 T7351 的脉冲波加载开裂门槛值比静态 SCC 门槛值显著降低,即时效可提高 K_{ISCC} 值,却没有提高脉冲波加载开裂门槛值。取向对 7075-T7351 合金的疲劳裂纹生长的影响较小, ST (Short-transverse) 取向的裂纹生长率稍快于 LT (Longitudinal) 取向的,但 ST7075-T7351 的脉冲波加载开裂门槛值却稍低于 LT7075-T7351 的,然而,取向对静态 SCC 门槛值的影响显著。值得注意的是,脉冲波加载并不降低 ST7075-T651 合金的表观 SCC 门槛值。目前对脉冲波加载开裂机理还不完全清楚,有待进一步研究。

2.5 合金元素

原始组份浓度的变化可改变材料的主要微观特征,从而影响材料的力学性能和腐蚀性能。均质化和固溶处理时,7xxx 系列 Al 合金中的 Cu 和 Mg 并不完全溶于富 α -Al 相基体是因为存在稳定的 S (Al_2MgCu) 相^[49]。S 相不会造成富 α -Al 相电导率 (σ_d) 的降低,也不能在时效过程中得到沉淀硬化。 η' ($MgZn_2$) 相为主要沉淀硬化增强相。合金中含有 Sc 和 Zr 可加速 η'/η 相沉淀^[50]。 $Al_3(Sc_{1-x}, Zr_x)$ 和 Al_3Sc 分散体并不与 η'/η 相互相作用, T76 处理的 η' 相颗粒主要以分开的方式排列在晶界处, PFZ 狭窄 (20 nm~35 nm)。因此可提高强度性能。另外,合金中具有亚晶和精细纤维结构,断口表面的韧窝结构均匀,没有沿晶开裂趋势,说明合金具有很好的耐剥蚀性。添加微量 Sc 可提高 Al 合金的力学性能是由于存在金属间化合物 Al_3Sc ^[51]。

Yancy W. Riddle 和 T. H. Sanders Jr.^[52]研究了 Sc 和 Zr 对 7050Al 合金重结晶的作用。试验结果表明, Sc 和 Zr 都可提高合金的抗重结晶性,它们是以化合物 $Al_3(Sc, Zr)$ 的形式分散沉淀的。

与其它通常使用的 7xxx 系列 Al 合金不同, 7050 合金的淬火敏感性较小,因此,能制造出强度均匀的较厚产品。用 Zr 取代 Cr 可使淬火敏感性显著降低。另外, 7050 合金所含的 Fe 和 Si 比 7075 所含的低,开裂强度提高。7050 合金的 Cu 含量比 7075 的高,具有高强度和高耐应力腐蚀 (SCR)^[53]。

3 结束语

尽管对 7xxx 系列 Al 合金的 SCC 作了大量的

研究,但由于影响因素多和 SCC 过程复杂,其作用机理还未能达成一致。另外, SCC 与力学性能之间的冲突是工程应用的障碍,虽然已经摸索出解决这个问题的一些方法,但没有真正搞清作用机理。所以,进一步研究 SCC 行为机理是解决工程应用问题的关键。

参考文献:

- [1] Li Xiaomei, Starink M J. Mater. Sci. Forum, 2000, 331-337: 1071
- [2] Liu John, Michael Kulak. Mater. Sci. Forum, 2000, 331-337:127
- [3] Fleck P, Calleros D, Madsen M, et al. Mater. Sci. Forum, 2000, 331-337:649
- [4] Asaro R J, Tiller W A. Metall. Trans., 1972, 3:1789
- [5] Galvele J R. Corros. Sci., 1987, 27:1
- [6] Sieradzki K, Friedersdorf F J. Corros. Sci., 1994, 36:669
- [7] Holl H A. Corrosion, 1967, 23:173
- [8] DeArdo Jr A J, Townsend R D. Metall. Trans., 1970, 1:2573
- [9] Landkof M, Gal-Or L. Corrosion, 1980, 36:241
- [10] Gest R J, Troiano A R. Corrosion, 1974, 30:274
- [11] Speidel M O. Metall. Trans. A, 1975, 6:631
- [12] Pathania R S, Tromans D. Metall. Trans. A, 1981, 12:607
- [13] Scamans G M, Alani R, Swann P R. Corros. Sci., 1976, 16:443
- [14] Albrecht J, Thompson A W, Bernstein I M. Metall. Trans. A, 1979, 10:1759
- [15] Albrecht J, Bernstein I M, Thompson A W. Metall. Trans. A, 1982, 13:811
- [16] Hardwick D A, Thompson A W, Bernstein I M. Metall. Trans. A, 1983, 14:2517
- [17] Hardwick D A, Thompson A W, Bernstein I M. Corros. Sci., 1988, 28:1127
- [18] Scamans G M. Metall. Trans. A, 1980, 11:846
- [19] Najjar D, Magnin T, Warner T J. Mater. Sci. Eng. A, 1997, 238:293
- [20] Scully J R, Young Jr G A, Smith S W. Mater. Sci. Forum, 2000, 331-337:1583
- [21] Zuhair M Gasem, Richard P Gangloff. Mater. Sci. Forum, 2000, 331-337:1479
- [22] Wei R P, Pao P S, Hart R G, et al. Metall. Trans. A, 1980, 11:151
- [23] Stanzl S E, Mayer H R, Tschegg E K. Mater. Sci. Eng. A, 1991, 147:45
- [24] Lee Seong-Min, Pyun Su-Il, Chun Young-Gab. Metall. Trans. A, 1991, 22:2407
- [25] Gong Bo, Lai Zuhan. Proc. of ICAA II, Beijing, 1990. 657
- [26] Sedriks A J, Green J A S, Novak D L. Corrosion, 1971, 27:198
- [27] H F de Jong. Corrosion, 1978, 34:32
- [28] Tsai W-T, Duh J-B, Yeh J-J, et al. Corrosion, 1990, 46:444

- [29] Sarkar B, Marek M, Starke E A. *Metall. Trans. A*, 1981, 12: 1939
- [30] Braun R. *Corrosion*, 1997, 53:467
- [31] Narasimha Rao B V. *Metall. Trans. A*, 1981, 12:1356
- [32] Doig P, Flewitt P E J, Edington J W. *Corrosion*, 1977, 33: 217
- [33] Tseng Mei - kuang, Liu Jun, Jin Zhen - hong. *Proc. of ICAA II, Beijing*, 1990. 662
- [34] Wang Laishen. *Proc. of ICAA II, Beijing*, 1990. 687
- [35] Cina B. US Patent 3856584, 1974
- [36] Park J K, Ardell A J. *Metall. Trans. A*, 1984, 15:1531
- [37] Rajan K, Wallace W, Beddoes J C. J. *Mater. Sci.*, 1982, 17: 2817
- [38] Papazian J M. *Mater. Sci. Eng.*, 1986, 79:97
- [39] Kanno M, Araki I, Cui Q. *Mater. Sci. Technol.*, 1994, 10: 599
- [40] Rajan K, Wallace W, Beddoes J C. J. *Mater. Sci.*, 1982, 17: 2817
- [41] Talianker M, Cina B. *Metall. Trans. A*, 1989, 20:2087
- [42] Gong Bo, Lai Zuhan. *Proc. of ICAA II, Beijing*, 1990. 657
- [43] Lin Zhaoqi, Jiang Wenhui, Yang Shenkun, et al. *Proc. of ICAA II, Beijing*, 1990. 480
- [44] Wert J A, Paton N E, Hamilton C H, et al. *Metall. Trans. A*, 1981, 12:1267
- [45] Tsai T C, Chuang T H. *Mater. Sci. Eng. A*, 1997, 225:135
- [46] Christodoulou L, Flowet H M. *Acta Metall.*, 1980, 28:481
- [47] Yoder G R, Pao P S, Bayles R A. *Scr. Metall. Mater.*, 1990, 24:2285
- [48] Pao P S, Gill S J, Bayles R A. *Scr. Metall. Mater.*, 1991, 25: 2085
- [49] Femminella O P, Starink M J, Gunn S R, et al. *Mater. Sci. Forum*, 2000, 331 - 337:1255
- [50] Senatorova O G, Uksusnikov A N, Legoshina S F, et al. *Mater. Sci. Forum*, 2000, 331 - 337:1249
- [51] Milman Yu. V, Lotsko D V, Sirko O I. *Mater. Sci. Forum*, 2000, 331 - 337:1107
- [52] Riddle Yancy W, Sanders Jr T H. *Mater. Sci. Forum*, 2000, 331 - 337:799
- [53] Adler P N, Deisei R. *Metall. Trans. A*, 1977, 8:1185