

# TC11合金高温变形行为及其机理

史科 单德彬 吕炎

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**文 摘** 采用 Gleeble - 1500热模拟机研究了 TC11合金在 800 ~ 1 050 ℃、应变速率 0.005 ~ 5/s条件下的高温变形行为。根据动力学分析,确定了不同温度区间的热激活能和热变形方程,结合变形微观组织观察确定了 TC11合金的高温变形机制。结果显示: TC11合金在 (α + β)两相区和 β相区的热变形激活能分别为 285.38和 141.98 kJ/mol,表明不同温度区间的热变形机理不同;在两相区变形主要发生片状组织的球化,在 β相区变形时低应变速率下 (0.005 ~ 0.05/s)主要发生 β相的动态再结晶,高应变速率下 (0.05 ~ 5/s)主要发生动态回复。研究结果为确定该合金的最佳变形工艺参数提供了理论依据。

**关键词** TC11合金,变形行为,激活能,组织变化

## Hot Deformation Behavior and Deformation Mechanism of TC11 Alloy

Shi Ke Shan Debin Lü Yan

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

**Abstract** The hot deformation behavior of TC11 alloy at temperature range of 800 - 1 050 ℃ and strain rate range of 0.005 - 5/s were studied by compression tests on a Gleeble - 1500 machine. Apparent activation energy and hot deformation equation were determined based on kinetics analysis. Combined with the observation of deformed microstructures, deformation mechanism of TC11 alloy at elevated temperatures was determined. The results showed: apparent activation energy of TC11 alloy in (α + β) phase field and β phase field is 285.38 kJ/mol and 141.98 kJ/mol respectively, which indicates different deformation mechanism in different phase field. Globularization of lamella is the main deformation mechanism in (α + β) phase field, while in β phase field, dynamic recrystallization of β phase occurs at low strain rate (0.005 - 0.05/s), and dynamic recovery of β phase occurs at high strain rate (0.05 - 5/s). All these results provide theory basis for determining the optimum hot deformation process of this alloy.

**Key words** TC11 alloy, Deformation behavior, Activation energy, Microstructural evolution

### 1 引言

TC11合金属于 Ti - Al - Mo - Zr - Si系马氏体型 (α + β)双相热强钛合金,具有良好的高温强度、耐腐蚀性、热稳定性和蠕变性能,可在 500 ℃下长期工作,因而被广泛用于制造航空发动机压气机盘、叶片和鼓筒等零件<sup>[1~2]</sup>。TC11合金的上述优良性能与其组织结构密切相关,而热加工工艺参数的选择和匹配对钛合金的加工性能和组织结构都产生重要影响。TC11合金成形温度范围窄,变形抗力大,导致其成形难度很大。为了得到高性能的钛合金锻件,近年来一些学者对 TC11合金的高温变形行为及其组织性能的影响因素进行了研究<sup>[3~6]</sup>,但是对该合金热变形机

制的研究较少。

本文通过热模拟压缩试验,研究了 TC11合金应力—应变曲线变化规律,由动力学分析确定了不同区域的热变形方程,为有限元数值模拟和设备吨位选择提供条件;结合对热变形微观组织的观察,研究了 TC11合金高温变形机理,为确定合理的热变形工艺提供依据。

### 2 实验

实验用 TC11合金是由宝鸡有色金属加工厂生产的 115 mm 热轧棒材,坯料微观组织由片状的和片层间的 β 相构成。其主要化学成分为: 6.02% Al, 3.319% Mo, 1.624% Zr, 0.303% Si, 0.153% Fe, 余量

收稿日期: 2008 - 01 - 08

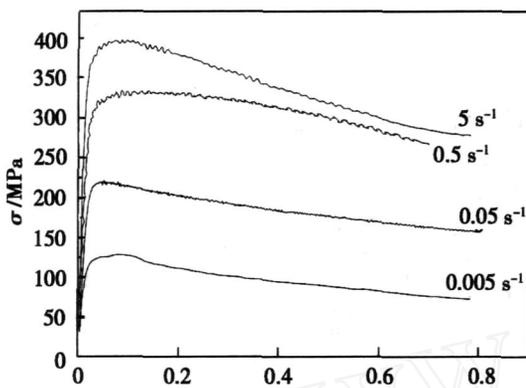
作者简介: 史科, 1980年出生, 博士研究生, 主要从事金属材料等温精密成形及数值模拟方面的研究。E-mail: shike@hit.edu.cn

为 Ti, 转变温度为 980 。热变形实验在 Gleeble - 1500 热模拟机上进行。压缩试样尺寸为 8 mm ×12 mm, 上下两端涂润滑剂以减小摩擦。变形温度为 800 ~1 050 , 温度间隔 50 , 应变速率为 0.005、0.05、0.5 及 5/s, 最大变形程度为 70%。实验结束后立刻水淬以保留变形组织。采用光学显微镜对变形后组织进行观察, 试样所用腐蚀剂为: 5% HF + 15% HNO<sub>3</sub> + 80% H<sub>2</sub>O。

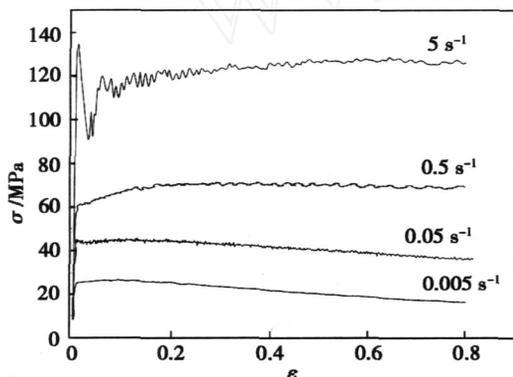
### 3 结果与讨论

#### 3.1 TC11 合金的高温变形曲线

TC11 合金在 ( + ) 两相区和 相区典型的应力—应变曲线如图 1 所示。



(a) 850



(b) 1 000

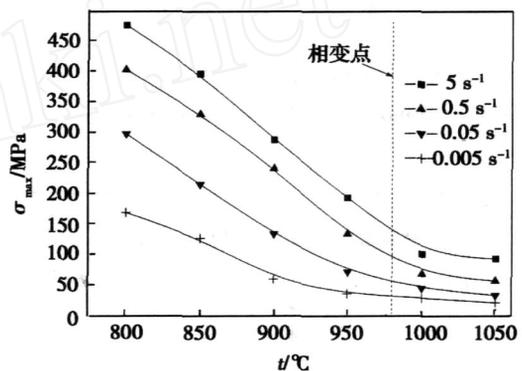
图 1 TC11 合金典型的应力—应变曲线

Fig 1 Typical true stress-strain curves of TC11 alloy

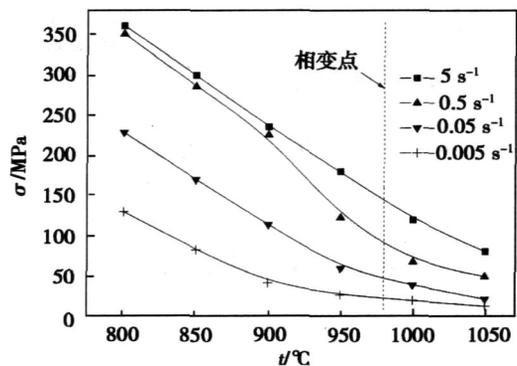
由图可见:在较低温度的两相区(850 ),流动应力先随应变的增加而迅速增加,发生加工硬化,达到峰值后呈下降趋势,且应变速率越高,下降幅度越明显,体现典型的动态再结晶特征。材料流变应力软化现象一般有两种原因<sup>[7]</sup>:绝热温升和微观组织的变化,后者包括相形态的变化(包括片状组织球化)、亚结构和组织的形成等。在较高温度的相区(1 000 ),流动应力达到一个峰值后逐渐趋于稳定或略有下降,表明变形产生的加工硬化与流变软化达到动态平衡,体现动态回复特征。应变速率为 5/s,温度为 1 000 条件下宇航材料工艺 2008年 第 2期

流动应力曲线呈现出一个明显的振荡后逐渐趋于平稳。其原因可能为特定条件下的动态再结晶、不稳定流动或微观开裂造成的<sup>[8]</sup>。当然所有的变形机制的确定还需要结合动力学分析和微观组织观察进一步验证。

图 2 所示分别为峰值应力和稳态应力随温度和应变速率的变化关系。由图可见,应变速率高时温度对流变应力的影响较大,应变速率低时温度对应力的影响较小。变形温度高时(尤其在高温的区),应变速率对流变应力的影响较小,低温时应变速率的影响大。以上结果初步表明:TC11 合金具有较强的温度和应变速率敏感性,在较低的变形速率下锻造时,适宜的锻造温度范围较宽;而在较高温下锻造时,适宜的应变速率范围较宽。若考虑钛合金在加工时的易流变性,应选择高温低应变速率为宜,同时为防止在相变点温度以上锻造形成“脆性”,变形温度应低于 980 为佳。



(a) 峰值应力



(b) 稳态应力

图 2 TC11 合金高温变形峰值应力、稳态应力与温度和应变速率关系

Fig 2 Dependence of peak stress and steady-state stress of TC11 alloy deformed at high temperature on temperature and strain rate

#### 3.2 动力学分析

金属的高温变形是一个热激活过程,应变速率和变形温度  $T$  对流变应力的影响在高温变形过程

中至关重要,它们之间的关系可用 Arrhenius 方程表示<sup>[9]</sup>:

$$\dot{\epsilon} = A \dot{\sigma}^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中:  $n$  为应力指数,  $A$  为材料常数,  $Q$  为热变形激活能,  $R$  为气体常数。将式 (1) 取对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} = -\frac{1}{n} \ln A + \frac{1}{n} \ln \dot{\sigma} + \frac{1}{n} \cdot \frac{Q}{RT} \quad (2)$$

根据式 (2) 作图 3 和图 4, 分别表示在热压缩过程中的稳态应力与应变速率和变形温度的关系。

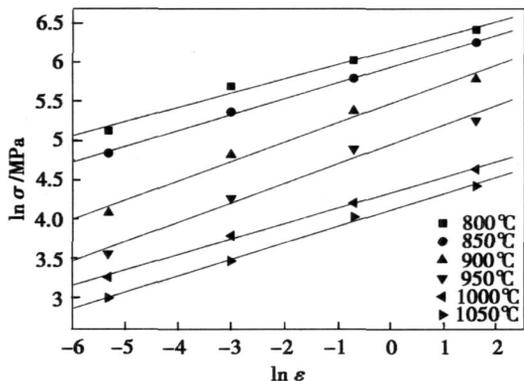


图 3 稳态应力与应变速率的关系

Fig 3 Variation of steady-state stress with strain rate

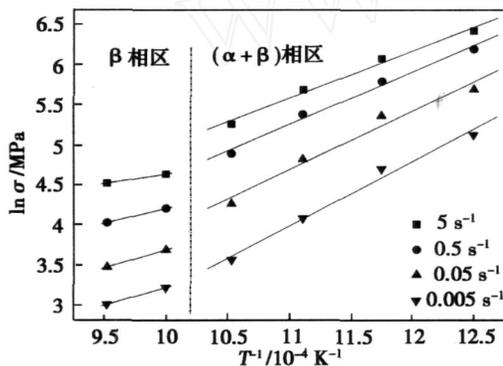


图 4 稳态应力与变形温度的关系

Fig 4 Variation of steady-state stress with temperature

由图 3 可求出  $n$  值及  $A$  的值, 由图 4 可求得  $Q$ 。从而可得到 TC11 合金在不同区域的各项参数值及热变形方程。

( $\alpha + \beta$ ) 两相区:  $n_1 = 4.926$ ,  $Q_1 = 285.38 \text{ kJ/mol}$ ,  $A_1 = e^{2.217}$ ;

热变形方程:  $\dot{\epsilon} = A \dot{\sigma}^n \exp(-Q/RT) = e^{2.217} \cdot 4.926 \exp(-285380/RT)$ 。

$\beta$  相区:  $n_2 = 4.533$ ,  $Q_2 = 141.98 \text{ kJ/mol}$ ,  $A_2 = e^{-5.992}$ ;

热变形方程:  $\dot{\epsilon} = A \dot{\sigma}^n \exp(-Q/RT) = e^{-5.992} \cdot 4.533 \exp(-141980/RT)$ 。

同时, 温度校正过的应变速率 Zener - Hollomon<sup>[10]</sup> (定义为式 3) 被广泛用来评价所计算出热变形方程的可靠性。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (3)$$

根据动力学分析得到的激活能, 可得到 TC11 合金不同变形温度区间的  $Z$  参数。图 5 表明  $\ln \sigma$  与  $\ln Z$  成线性关系, 对其进行一元线性回归, ( $\alpha + \beta$ ) 区线性相关系数为 0.963,  $\beta$  区线性相关系数为 0.997。即可用该模型来描述 TC11 合金的高温变形行为。TC11 合金热变形方程的确定为金属塑性加工过程进行数值模拟提供前提条件, 也为变形热力参数选择及设备吨位的确定提供依据。

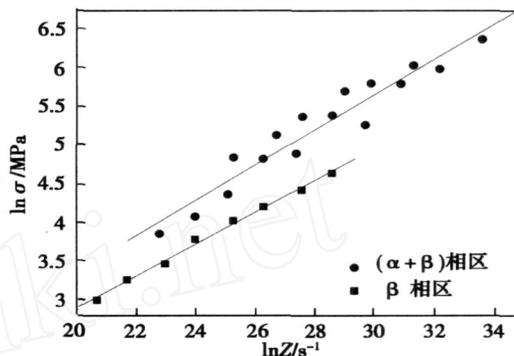
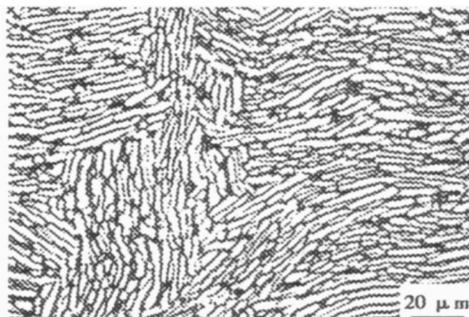


图 5 TC11 合金热变形应力与  $Z$  参数的关系

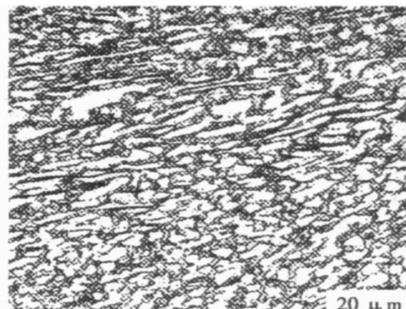
Fig 5 Variation of true stress with  $Z$  parameter

### 3.3 微观组织观察

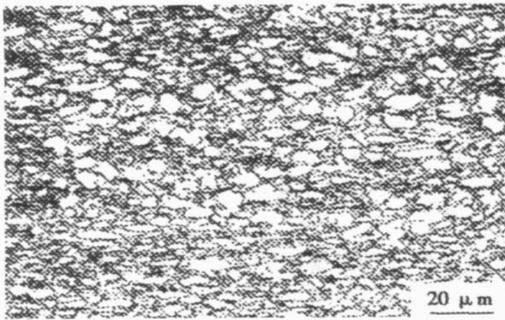
图 6 所示为 TC11 合金坯料及两相区内变形的微观组织。



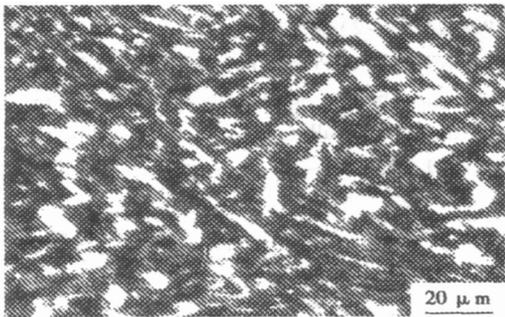
(a) 坯料组织



(b) 0.005/s, 850



(c) 0.05/s, 850



(d) 0.05/s, 950

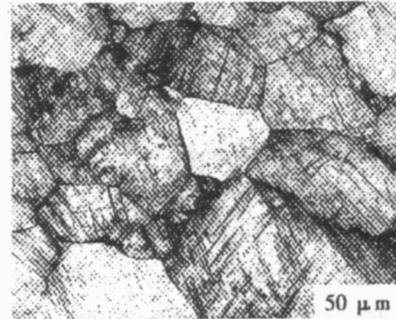
图 6 TC11坯料及两相区变形组织

Fig 6 Initial microstructure and deformed microstructures in  $\alpha$  + phase field

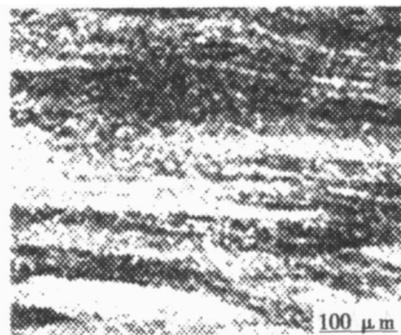
由图 6(a) ~ (c)可见应变速率对微观组织有着显著影响。在图 6(b)中有大量等轴  $\alpha$  相出现,同时保留了一部分长条  $\beta$  相;当应变速率为 0.05/s 时,原始片状  $\beta$  组织大部分都被球化。Prasad 等<sup>[11]</sup>认为片状组织的球化也是一种动态再结晶。当变形速率较低时,变形组织中的位错密度低,合金中的存储能较少,再结晶的驱动力较低,因此只能在某些具有能量起伏的区域首先形核,再结晶形核率低。当变形速率较高时,变形时间越短,一些区域位错来不及抵消,再结晶形核位置多<sup>[12]</sup>,球化效果明显并使晶粒得到细化。比较图 6(c)、(d)可见,随着温度的升高,片状  $\beta$  的球化效果减弱,晶粒粗大。这是因为变形温度较高时,大量的  $\beta$  相转变为  $\alpha$  相,  $\alpha$  相晶体结构为体心立方,高温变形时易发生交滑移,容易发生动态回复<sup>[13]</sup>。变形温度越高,回复的程度越大,导致变形后的储存能减小,再结晶形核不容易发生。

由动力学分析得到  $\alpha$  相区  $Q$  为 141.98 kJ/mol,接近于  $\alpha$ -Ti 的自扩散激活能 153 kJ/mol<sup>[14]</sup>,证明在此区域下变形是由扩散控制的。图 7 所示为 TC11 合金在  $\alpha$  相区内的变形组织。由图 7(a)可见,在  $\alpha$  相区较低应变速率下的变形组织为等轴状,  $\beta$  相发生动态再结晶。众所周知,  $\alpha$  相的 bcc 结构堆垛层错能高,合金元素在  $\alpha$  区易于扩散。而 Medeiros 等人<sup>[15]</sup>认为具有高层错能的合金发生动态再结晶不同于低宇航材料工艺 2008 年 第 2 期

层错能合金发生的动态再结晶,变形过程中没有新晶粒的形核和长大过程,为亚动态再结晶,即直接由扩散形成的亚晶合并而形核。当应变速率增至 0.5/s 以上时金相组织照片中并没有观察到动态再结晶晶粒,只是  $\beta$  晶粒沿压缩的垂直方向被明显拉长了,晶界平直,为典型的动态回复特征。



(a) 0.005/s, 1000



(b) 0.5/s, 1050

图 7 TC11合金在  $\alpha$  区内的变形组织

Fig 7 Deformed microstructures in  $\alpha$  phase field

#### 4 结论

(1) TC11 合金具有较强的温度和应变速率敏感性,低应变速率下锻造时,适宜的锻造温度范围比高应变速率锻造时宽,高温下适宜的应变速率范围较宽。

(2) TC11 合金在两相区和  $\alpha$  相区的热激活能分别为 285.38 和 141.98 kJ/mol,热变形方程分别为  $\dot{\epsilon} = A^{-n} \exp(-Q/RT) = e^{2.217} 4.926 \exp(-285380/RT)$  和  $\dot{\epsilon} = A^{-n} \exp(-Q/RT) = e^{-5.992} 4.533 \exp(-141980/RT)$ 。

(3) 两相区的变形过程主要是片状组织的球化,  $\alpha$  相区低应变速率下变形时发生动态再结晶,高应变速率下发生动态回复。

#### 参考文献

- 1 白晓环,冯永琦,王伟琪等.飞机结构用 TC11 钛合金异型锻件的组织和性能.钛工业进展,2005;22(5):37~40
- 2 唐光昕,朱张校.TC11 合金在不同热处理条件下的显微组织分析.稀有金属,2002;26(2):146~148
- 3 孙新军,白秉哲,顾家琳等.TC11 合金热变形行为及 Z-D 关系的研究.稀有金属,2000;24(3):171~177
- 4 冯斌,王忠堂,张士宏等.TC11 钛合金的高温变形力学行为.沈阳理工大学学报,2006;25(6):68~71

5 吴静,鲁世强,刘志和等. TC11钛合金的热态变形行为研究. 南昌航空工业学院学报(自然科学版), 2006; 20(2): 29~33

6 朱磊,张麦仓,董建新等. TC11合金本构关系的建立及其在盘件等温锻造工艺设计中的应用. 稀有金属材料与工程, 2006; 35(2): 253~256

7 Semiatin S L, Seetharaman V, Weiss I. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure. Materials Science and Engineering A, 1999; 263: 257~271

8 Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G et al. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed microstructure: materials modeling considerations. Materials Science and Engineering A, 2000; 284(1~2): 184~194

9 Whittenberger J D. The influence of grain size and composition on slow plastic flow in Fe-Al between 1 100 and 1 400 K. Materials Science and Engineering A, 1986; 77: 103~106

10 Liu Jiantao, Chang Hongbing, Wu Ruiheng et al. Investigation on hot deformation behavior of A ISI Ti high-speed steel

Materials Characterization, 2000; 45(3): 175~186

11 Prasad Y V R K, Seshacharyulu T. Processing maps for hot working of titanium alloys. Materials Science and Engineering A, 1998; 243(1~2): 82~88

12 周军,曾卫东,舒滢等. 应用热加工图研究 TC17合金片状组织球化规律. 稀有金属材料与工程, 2006; 35(2): 265~269

13 Pokler J P, 关德林译. 晶体的高温塑性变形. 大连: 大连理工大学出版社, 1989

14 Weiss I, Semiatin S L. Thermo-mechanical processing of beta titanium alloys-an overview. Materials Science and Engineering A, 1998; 243(1~2): 46~65

15 Medeiros S C, Prasad Y V R K, Frazier W G et al. Microstructural modeling of metadynamic recrystallization in hot working of N 718 superalloy. Materials Science and Engineering A, 2000; 293(1~2): 198~207

(编辑 吴坚)

(上接第 51 页)

沿着不锈钢母材、钎料层、铝合金母材方向扫描的元素分布曲线可以清楚地看出,从直线起始点最先出现的元素是 Fe、Cr、Ni、Ti 元素,显然是 1Cr18Ni9Ti 不锈钢母材;当到达不锈钢与钎料层连接界面后,Fe、Cr、Ni、Ti 元素消失,取而代之的是 Al、Si 两种元素,显而易见该区域为钎料层;当到达钎料层与铝合金连接边界时, Si 元素消失,只剩下 Al 元素,说明是 LF21 铝合金母材。从元素分布情况可以看出,钎料各元素分布均匀,没有出现成分偏析现象,钎料与母材交界处各元素过渡平缓。

## 5 结论

(1) 实现了铝合金与不锈钢导管的直接钎焊,焊前不锈钢表面不需要任何预先镀敷处理,优化的高频感应钎焊工艺参数为:钎料为 Al-Si 钎剂为自制铝钎剂、装配间隙为 0.04~0.1 mm、搭接长度为 3 mm、

钎焊电流为 220 A、钎焊时间为 30~33 s,能够获得稳定可靠能满足预定指标要求的钎焊接头质量和性能。

(2) 采用优化的工艺参数进行不锈钢、铝合金薄壁小直径导管的高频感应钎焊,其接头力学性能超过了铝合金导管母材;钎焊接头的单点漏率小于  $1 \times 10^{-9} \text{ Pa} \cdot \text{m}^3 / \text{s}$ ;钎缝边缘连续、均匀、圆滑过渡,接头外部未发现钎料未熔化、钎焊漫溢、外部未钎透、溶蚀、外部气孔等缺陷;接头内部未发现直径超过 0.5 mm 的超标气孔和其他缺陷。

## 参考文献

1 李亚江等. 异种难焊材料的焊接及应用. 北京:化学工业出版社, 2004

2 王宗杰等. 工程材料焊接技术问答. 北京:机械工业出版社, 2002

(编辑 李洪泉)