

引文格式: 李宋宁, 韩培盛, 邢煜林, 等. TA1/304 不锈钢双金属复合材料热变形行为及热加工工艺研究 [J]. 塑性工程学报, 2025, 32 (6): 228–237. LI Songning, HAN Peisheng, XING Yulin, et al. Study on hot deformation behavior and hot working technology of TA1/304 stainless steel bimetallic composites [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2025, 32 (6): 228–237.

TA1/304 不锈钢双金属复合材料热变形行为及热加工工艺研究

李宋宁, 韩培盛, 邢煜林, 王 健, 朱云龙

(太原科技大学 高端重型机械装备研究院, 山西 太原 030024)

摘 要: 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机对 TA1/304 不锈钢双金属复合材料进行了单轴热压缩试验, 研究了双金属在变形温度为 750~950 °C、应变速率为 0.01~1 s⁻¹ 条件下的热变形行为, 基于 Arrhenius 函数模型建立了其流动应力方程, 根据动态材料模型绘制了 0.1~0.4 应变下的热加工图, 并通过 EDS 线扫描和显微硬度分析验证了热加工图的准确性和可靠性。结果表明, TA1/304 不锈钢双金属复合材料的流动应力在不同变形条件下受动态软化和加工硬化效应综合影响; 所构建的流动应力方程能够较好地预测双金属热变形时的真应力, 预测值与试验值的平均相对误差为 3.53%; 综合分析热加工图、EDS 线扫描图像、显微硬度, 确定 TA1/304 不锈钢双金属复合材料最佳热加工区间: 变形温度为 872~936 °C, 应变速率为 0.0567~0.4242 s⁻¹, 功率耗散值为 0.43。

关键词: TA1/304 不锈钢双金属; 热压缩; 本构方程; 热加工图; 界面扩散

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-2012 (2025) 06-0228-10

doi: 10.3969/j.issn.1007-2012.2025.06.024

Study on hot deformation behavior and hot working technology of TA1/304 stainless steel bimetallic composites

LI Song-ning, HAN Pei-sheng, XING Yu-lin, WANG Jian, ZHU Yun-long

(Institute of High-end Heavy Machinery and Equipment, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The uniaxial hot compression test of TA1/304 stainless steel bimetallic composites was carried out with Gleeble-3800 thermal simulation tester. The hot deformation behavior of the bimetallic was investigated under the conditions of deformation temperature of 750–950 °C and strain rate of 0.01–1 s⁻¹. The flow stress equation was established based on the Arrhenius function model, and the hot processing maps at strain of 0.1–0.4 were drawn based on the dynamic material model. EDS line scanning and microhardness analysis were used to verify the accuracy and reliability of the hot processing map. The results show that the flow stress of TA1/304 stainless steel bimetallic is affected by dynamic softening and work hardening under different deformation conditions. The established flow stress equation can well predict the true stress of bimetallic during hot deformation, and the average relative error between the predicted value and the test value is 3.53%. The optimum hot working range of TA1/304 stainless steel composites was determined by analyzing the hot processing maps, EDS line scan image and microhardness; the deformation temperature of 872–936 °C, the strain rate of 0.0567–0.4242 s⁻¹, and the power dissipation value of 0.43.

Key words: TA1/304 stainless steel bimetallic; hot compression; constitutive equation; hot processing map; interface diffusion

引言

焊接性能差、成本高的缺陷, 钛/钢双金属复合材料以其优良的耐腐蚀性和较高的经济实用性被广泛应用于航空航天、海洋船舶等众多领域^[1–3]。

钛/钢双金属复合材料的出现弥补了单一钛金属

研究初期, 各国专家学者采用爆炸复合法^[4–6]、

基金项目: 国家重点研发计划 (2018YFA0707304); 太原科技大学科研启动基金资助项目 (20232106); 中国国际大学生创新大赛培优项目 (PY20240118)

通信作者: 韩培盛, 男, 1994 年生, 博士, 讲师, 主要从事复合板材轧制成型技术研究, E-mail: 2023026@tyust.edu.cn

第一作者: 李宋宁, 男, 2000 年生, 硕士研究生, 主要从事脆性金属断裂理论研究, E-mail: lsn000118@163.com

收稿日期: 2024-09-03; **修订日期:** 2025-04-07

爆炸-轧制复合法^[7]、扩散复合法^[8]和热轧复合法^[9]等制备钛/钢复合材料。随着研究的逐步深入, 专家学者们开始探究影响钛/钢复合材料界面结合质量的主要因素。WANG C Y 等^[10]采用不同方法对钢板表面进行处理, 发现降低加工硬化层的厚度是提高钛/钢双金属复合板材结合强度的有效方法。TANG C 等^[11]发现在一定范围内, 层状金属材料表面粗糙度越大, 结合强度越高。LIU X F 等^[12]通过冷轧复合法制备钛/钢层状复合板, 发现界面作用力和轧制力对界面的作用时间是影响钛/钢层状复合板界面结合强度的主要因素。同时, 专家学者们采用热轧工艺制备钛/钢复合材料时发现, 界面处易生成 Fe-Ti 系、Ni-Ti 系及 Cr-Ti 系等多种金属间化合物而削弱了结合性能^[13-14]。针对这一现象, LEE M K 等^[15]在复合表面添加适量的过渡层金属, 有效阻止了层间原子的扩散, 一定程度上避免了 TiC 和 Fe-Ti 系脆性化合物的生成。RIZI M S 等^[16]和 ZHAO D S 等^[17]使用 Cu 做中间层, 抑制了脆性化合物的生成, 获得界面结合质量良好、具备良好力学性能的钛/钢双金属复合材料。现阶段的研究主要集中于钛/钢复合材料的制备工艺、界面特征和力学性能,

而鲜有学者对钛/不锈钢复合材料最佳热变形条件展开深度探讨。

本文以 TA1 纯钛和 304 不锈钢为研究对象, 利用 Gleeble-3800 热模拟试验机对双金属复合材料试样进行热压缩试验, 系统研究了不同变形温度和应变速率条件下 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的热塑性变形规律, 绘制不同应变条件下复合材料的热加工图, 最终确定 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的最佳热加工区间, 并采用扫描电镜对双金属复合材料复合界面进行 EDS 线扫描和显微硬度分析, 观察不同变形条件下复合界面元素的扩散情况, 进一步验证最佳热加工工艺参数的准确性。研究结论能够为钛/不锈钢复合协调变形机理提供必要的参考依据, 对复合材料的生产应用具有重要的现实意义。

1 试验材料与方法

试验选用 304 不锈钢作为基层材料, TA1 纯钛作为复层材料进行热压缩复合试验。其化学成分如表 1 所示。

表 1 TA1 和 304 不锈钢的化学成分 (%, 质量分数)
Tab. 1 Chemical composition of TA1 and 304 stainless steel (%, mass fraction)

Materials	C	N	H	O	Si	Mn	P	Cr	Ni	V	Fe	Ti
TA1	0.02	0.012	0.010	0.06	—	—	—	—	—	—	0.04	Balance
304	0.04	—	—	—	0.37	1.01	0.03	18.1	8.22	0.13	Balance	—

在 Gleeble-3800 热模拟试验机上进行 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的单轴热压缩试验。试验开始前, 将 TA1 纯钛和 304 不锈钢棒材加工成 $\Phi 10\text{ mm}\times 7.5\text{ mm}$ 的圆柱试样, 将试样待结合表面

打磨光滑, 经超声波清洗后置于热模拟试验机中进行热压缩试验, 试样压缩过程如图 1a 所示。热压缩试验变形温度设置为 750、850、900 和 950 $^{\circ}\text{C}$, 加热速率为 $5\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, 为获得较为均匀的晶粒尺寸,

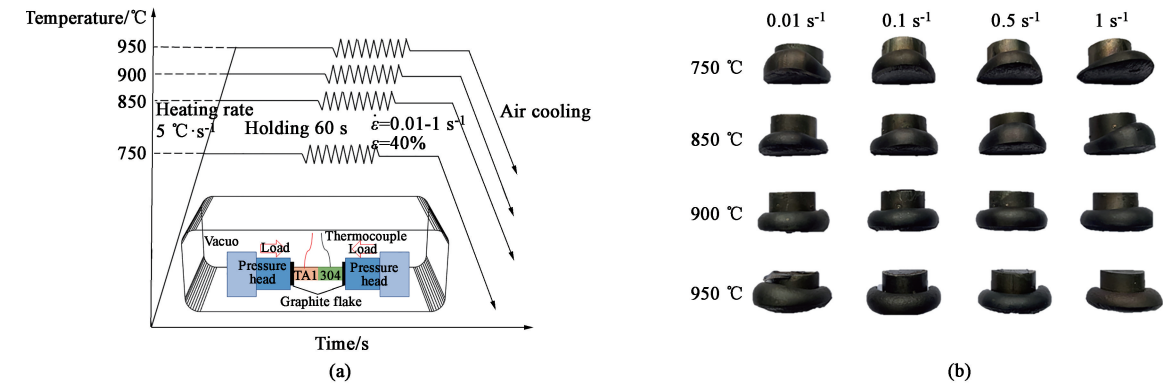


图 1 TA1/304 不锈钢双金属复合材料热压缩过程示意图 (a) 及试样热压缩后的宏观形貌 (b)

Fig. 1 Schematic diagram of hot compression process (a) and macroscopic morphologies of specimens after hot compression (b) of TA1/304 stainless steel bimetallic composites

确定保温时间为 60 s, 应变速率为 0.01、0.1、0.5 和 1 s^{-1} , 变形量为 40%, 压后冷却方式为空冷, TA1/304 不锈钢双金属复合材料试样热压缩后的宏观形貌如图 1b 所示。

试验完成后, 将试样沿轴线切开, 并对切割后表面进行打磨和机械抛光, 使用体积分数为 4% 的硝酸酒精腐蚀液进行表面侵蚀, 利用能谱仪 (Energy Disperse Spectroscopy, EDS) 对双金属复合材料界面附近区域各元素的分布情况和夹杂物缺陷进行表征和分析。采用 HVT-1000A 维氏显微硬度计测量双金属复合材料界面处的显微硬度以评估粘合强度。

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

TA1/304 不锈钢双金属复合材料在不同变形条件下的真应力随真应变的变化趋势如图 2 所示。在真应变达到 0.03 之前, TA1/304 不锈钢双金属复合材料的真应力随着真应变的增加而迅速增大, 这是由于 TA1 变形时发生位错增殖以及位错间的相互作用而导致材料强度大幅增大, 其真应力-真应变曲

线表现出典型的加工硬化特征。当真应变处于 0.03~0.35 时, 随着变形程度的增加, 304 不锈钢开始发生加工硬化, 其真应力随真应变的增加而缓慢上升。如图 2a 所示, 在高温低应变速率 ($T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 0.01\text{ s}^{-1}$) 下, 双金属复合材料有足够的时间和热驱动力对变形初始时内部产生的位错进行恢复和湮灭, 材料流动阻碍变弱^[18], TA1 的动态软化和 304 不锈钢的加工硬化缓慢持续进行, 呈现近似稳态流变特征。在低温低应变速率 ($T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $\dot{\varepsilon} = 0.01\text{ s}^{-1}$) 条件下, 由于变形温度较低, TA1 在变形过程中所需的热驱动力不足, 动态再结晶减弱, 抵抗 304 不锈钢加工硬化能力下降, 此时, 304 不锈钢的加工硬化行为占该阶段的主导。真应变达到 0.35 后, 真应力变化基本稳定, 这是由于双金属复合材料的动态再结晶软化效果和加工硬化效果达到了动态平衡。

综上所述, TA1/304 不锈钢双金属复合材料在热压缩复合过程中真应力随真应变的增加而增大, 由于双金属材料性能的差异导致该过程存在不均匀变形, 因此真应力-真应变的变化趋势受动态软化和加工硬化效应的综合影响。

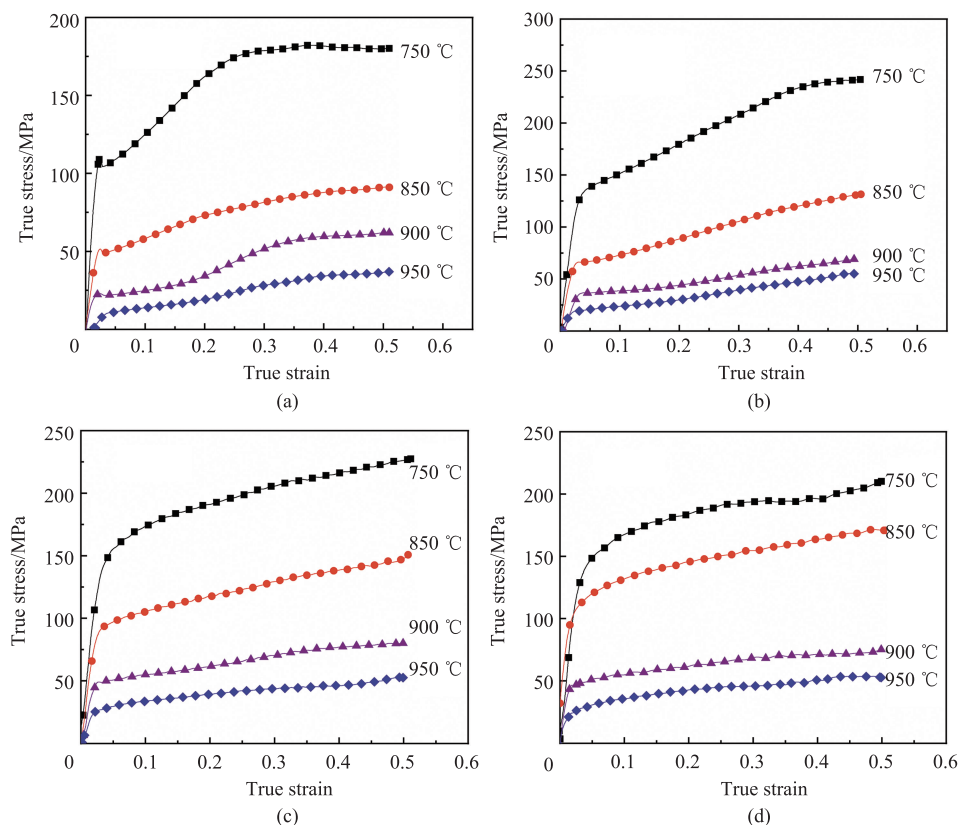


图 2 TA1/304 不锈钢双金属复合材料在热压缩过程中真应力-真应变曲线

(a) $\dot{\varepsilon} = 0.01\text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\varepsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$ (c) $\dot{\varepsilon} = 0.5\text{ s}^{-1}$ (d) $\dot{\varepsilon} = 1\text{ s}^{-1}$

Fig. 2 True stress-true strain curves of TA1/304 stainless steel bimetallic composites during hot compression process

2.2 TA1/304 不锈钢双金属复合材料流动应力方程

SUI D 等^[19]采用 Arrhenius 本构方程描述了材料热变形过程中流动应力与变形条件之间的关系, 准确预测了材料成形过程中流动应力的变化趋势, 为选取合适的热加工参数提供了理论指导。Arrhenius 本构方程中流动应力 σ 、变形温度 T 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 之间存在以下关系:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \sigma^{n_1} \exp(\beta\sigma) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right), \quad \text{所有 } \sigma \quad (3)$$

式中: Q 为变形激活能; R 为摩尔气体常数, 取常数 $8.314 \text{ J} \cdot (\text{K} \cdot \text{mol})^{-1}$; A_1 、 A_2 、 A 、 n_1 、 β 、 n 、 α 均为无关常量, 其中 $\alpha = \beta/n_1$ 。选取双曲正弦方程 (3) 描述 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的热变形过程。

Z 参数表达式为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

对式 (1) 和式 (2) 取对数得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1 \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

将真应力 σ 和应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 代入式 (5) 和式 (6), 数据拟合后得到 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 的线性关系分别如图 3a 和图 3b 所示。

根据曲线斜率平均值得: $n_1 = 6.9702$, $\beta = 0.12374$, 由 $\alpha = \beta/n_1$, 得: $\alpha = 0.018 \text{ MPa}$ 。

对式 (3) 取对数得:

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \quad (7)$$

将 α 值代入式 (7), 并拟合 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$, 线性关系分别如图 3c 和图 3d 所示。由平均斜率得 $n = 4.3149$, $Q = 383.8885 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。

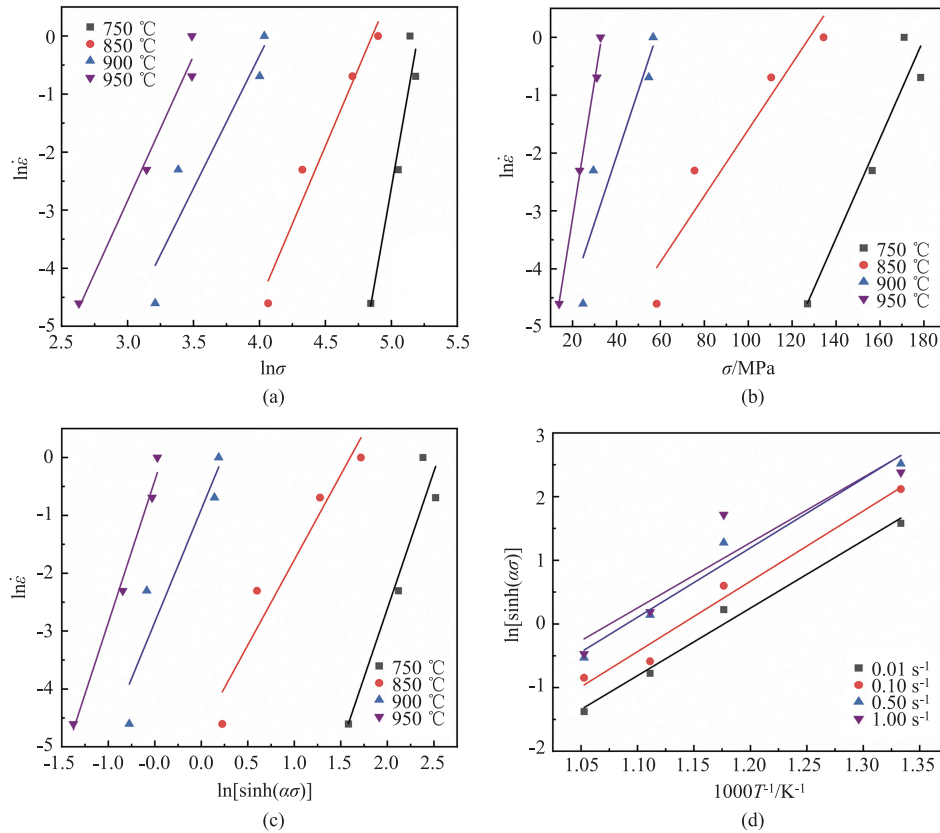


图3 热变形过程中各变量之间的线性拟合关系

(a) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ (b) $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ (c) $\ln \dot{\varepsilon} - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ (d) $\ln [\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$

Fig. 3 Linear fitting relationship between variables in hot deformation process

将式 (3) 代入式 (4) 得到温度补偿的应变速率因子 Z 参数的函数表达式为:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (8)$$

将已知参数代入式 (8), 并对 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 进行线性运算, 拟合关系如图 4 所示。由图 4 可知拟合相关系数为 0.97809, 截距 $\ln A = 49.9463$, 即 $A = 1.6375 \times 10^{21}$ 。

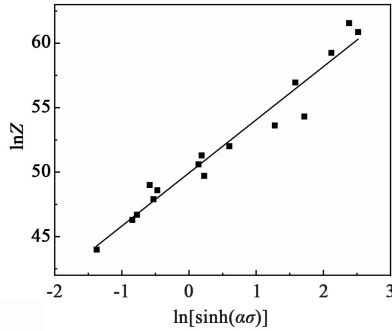


图 4 $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$ 的线性关系

Fig. 4 Linear relationship between $\ln Z - \ln [\sinh(\alpha\sigma)]$

经过数值迭代和线性拟合分析, 确定 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的流动应力方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.6375 \times 10^{21} [\sinh(0.018\sigma)]^{4.3149} \cdot \exp\left(\frac{-383888.5}{8.3147T}\right) \quad (9)$$

为了验证流动应力方程的准确性, 王顺^[20]引入线性相关系数 R' (式 (10)) 和平均相对误差 e_{AARE} (式 (11)) 评估流动应力方程的预测精度。

$$R' = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_e^i - \bar{\sigma}_e)(\sigma_c^i - \bar{\sigma}_c)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (\sigma_e^i - \bar{\sigma}_e)^2 \sum_{i=1}^N (\sigma_c^i - \bar{\sigma}_c)^2}} \quad (10)$$

$$e_{AARE} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \left| \frac{\sigma_e^i - \sigma_c^i}{\sigma_e^i} \right| \times 100\% \quad (11)$$

式中: N 为样本数据总量; σ_e 和 σ_c 分别为实际试验真应力值和流动方程预测应力值; $\bar{\sigma}_e$ 和 $\bar{\sigma}_c$ 分别为 σ_e 和 σ_c 的平均值。

将真应变为 0.3 时所对应的试验应力与本构方程预测应力进行线性拟合, 如图 5 所示。即 $R' = 0.99722$, $e_{AARE} = 3.5346885\%$, 表示流动应力方程预测应力值在较小误差范围内, 进一步表明该本构模型能准确描述 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的热变形行为, 能够为工业生产提供理论指导。

2.3 TA1/304 不锈钢双金属复合材料热加工图

PRASAD Y V R K 等^[21]将材料热加工阶段作为一个能量耗散的过程, 提出了基于动态材料模型 (Dynamic Materials Model, DMM) 的热加工图, 揭

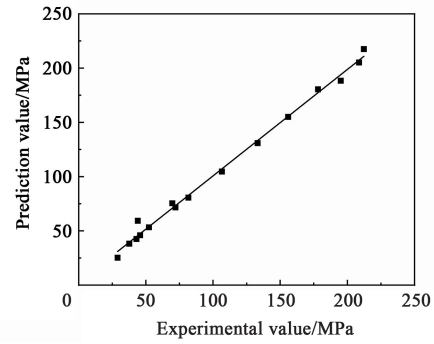


图 5 真应变为 0.3 时, 试验应力和预测应力拟合关系

Fig. 5 Fitting relationship between experimental stress and predicted stress with true strain of 0.3

示了不同变形条件下材料的微观变形机制。材料发生塑性变形消耗的能量 G 和材料内部微观组织演变产生的能量耗散 J 构成了热变形阶段总能量 P ^[22], 数学模型如式 (12) 和式 (13) 所示。

$$P = \sigma \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (12)$$

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (13)$$

将式 (12) 和式 (13) 变形得式 (14) 和式 (15):

$$J = P - G = \sigma \dot{\varepsilon} - \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} \quad (14)$$

$$J = \sigma \dot{\varepsilon} - \int_0^{\dot{\varepsilon}} K \dot{\varepsilon}^m d\dot{\varepsilon} = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\varepsilon} \quad (15)$$

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (16)$$

式中: m 为应变速率敏感指数, 取常数。材料内部微观组织演变产生的能量耗散 J 为最大值时, 有:

$$J_{\max} = J(m=1) = \frac{\sigma \dot{\varepsilon}}{2} \quad (17)$$

功率耗散效率 η 的表达式为:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{1+m} \quad (18)$$

基于 Prasad 失稳判断准则, 在同一应变速率下, 组织演变能耗函数遵循式 (19)。联立式 (15)~式 (19) 得失稳判据表达式 (式 (20)), 同时利用 Origin 软件构建二维功率耗散图和平面失稳图。

$$\frac{dJ}{d\dot{\varepsilon}} < \frac{J}{\dot{\varepsilon}} \quad (19)$$

$$\xi(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m \quad (20)$$

叠加功率耗散图和失稳图构建 TA1/304 不锈钢双金属复合材料在不同变形条件下的热加工图。图

6 为 TA1/304 不锈钢复合材料真应变为 0.1~0.4 时对应的热加工图。

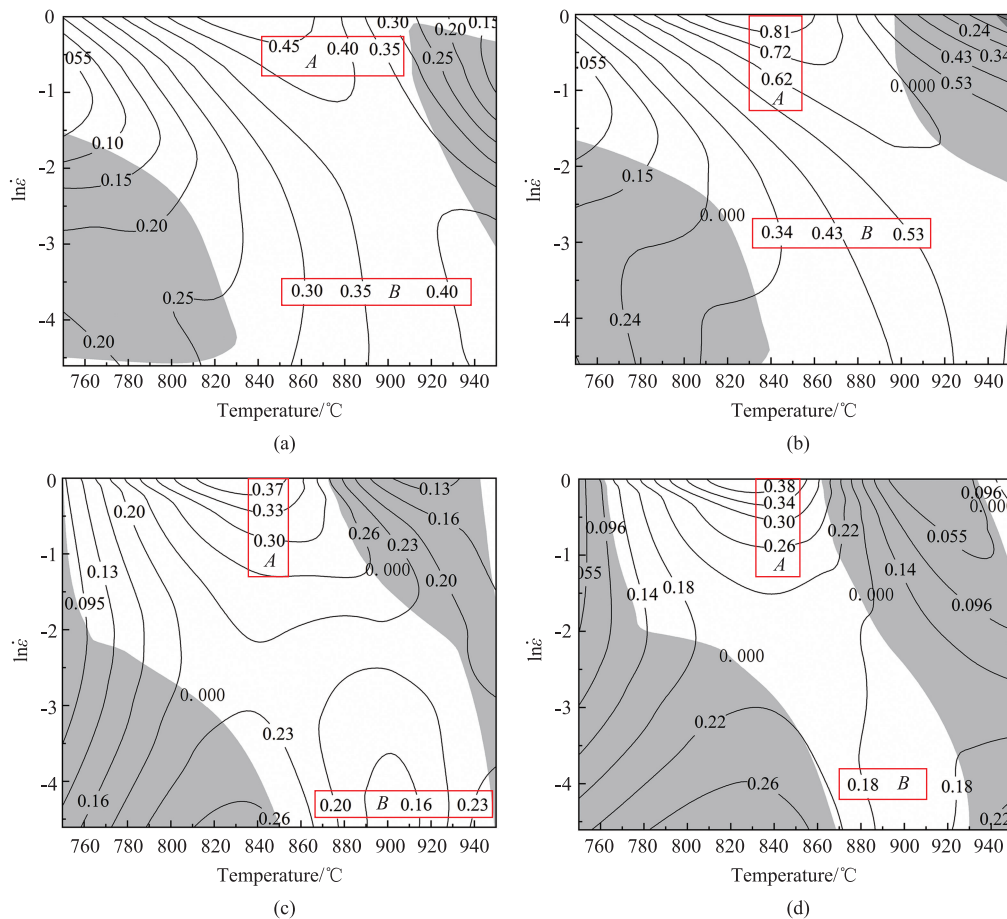


图6 TA1/304 不锈钢双金属复合材料在不同真应变下的热加工图

(a) 0.1 (b) 0.2 (c) 0.3 (d) 0.4

Fig. 6 Hot processing maps of TA1/304 stainless steel bimetallic composites with different true strains

在热加工图中,等高线上对应的功率耗散效率随变形温度和应变速率的变化而变化,该数值的大小与材料发生变形的难易程度有关。叶梦元等^[23]认为一般功率耗散效率 η 在0.15~0.25时表示材料发生动态回复现象,在0.3~0.6时表示材料发生了动态再结晶,材料内部产生大量位错导致晶粒细化,该区域有较好的加工性能;但材料内部相变或者失稳时也会导致功率耗散效率过大,当 $\eta > 0.6$ 时,材料会出现失稳现象^[24],一般处于开裂区域或者超塑性区域。

不同真应变下材料的热加工情况如表2所示,由图6和表2可知,灰色失稳区域主要集中在图6左下角低温高应变区域,说明在低温高应变条件下,304不锈钢的加工硬化大于TA1的动态软化效应,导致材料内部存在组织缺陷。随着真应变的增加,灰色区域逐渐增大,热加工时应该避开失稳区域;

随着变形程度的不断增加,白色安全区域主要集中在中温低应变区域,图中A区域和B区域为功率耗散效率较大的区域,如图6a和图6b所示,当真应变从0.1增加到0.2时,安全区域 $T=832\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.0287\sim 0.5679\text{ s}^{-1}$ 逐渐向中温中应变区域 $T=842\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.0304\sim 0.4734\text{ s}^{-1}$ 转变,当真应变增加至0.4时,安全区域 $T=872\sim 936\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.0567\sim 0.4242\text{ s}^{-1}$,如图6d所示,安全区域随着真应变的增加而缩小,这是由于随着变形程度的增加,TA1/304不锈钢复合材料进入超塑性阶段,极易出现开裂现象,导致可加工范围变小。在稳定安全区域内,双金属复合材料内部元素扩散程度增大,形成一条致密的扩散带,界面结合质量良好。与此同时,在热加工过程中,双金属复合材料在稳定安全区的变形条件下易发生动态再结晶,形成稳态流变,加工效果好。

表 2 不同真应变下材料的热加工情况

Tab. 2 Hot processing conditions of materials with different true strains

Strain	Buckling temperature/ ℃	Buckling strain rate/ s ⁻¹	Safe temperature/ ℃	Safe strain rate/ s ⁻¹	Optimal area	Power dissipation factor
0.1	750–830	0.6409–0.7507	832–950	0.0287–0.5679	Area A	0.45
0.2	750–842	0.0402–0.1219	842–950	0.0304–0.4734	Area B	0.53
0.3	750–854	0.4606–0.6220	854–950	0.3252–0.4574	Area A	0.37
0.4	750–872	0.4473–0.9397	872–936	0.0567–0.4242	Area A	0.38

综上所述，TA1 和 304 不锈钢双金属复合材料热加工过程的最佳加工窗口在选择时应避开失稳区，选择安全区中功率耗散值较大且稳定的区域。因此最佳热加工窗口为： $T=872\sim936\text{ }^{\circ}\text{C}$ ， $\dot{\varepsilon}=0.0567\sim$

0.4242 s^{-1} 区域，功率耗散效率为 0.43。

2.4 EDS 线扫描分析

图 7 所示为 TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面的 EDS 线扫描结果，由图可知，基材和复材中质

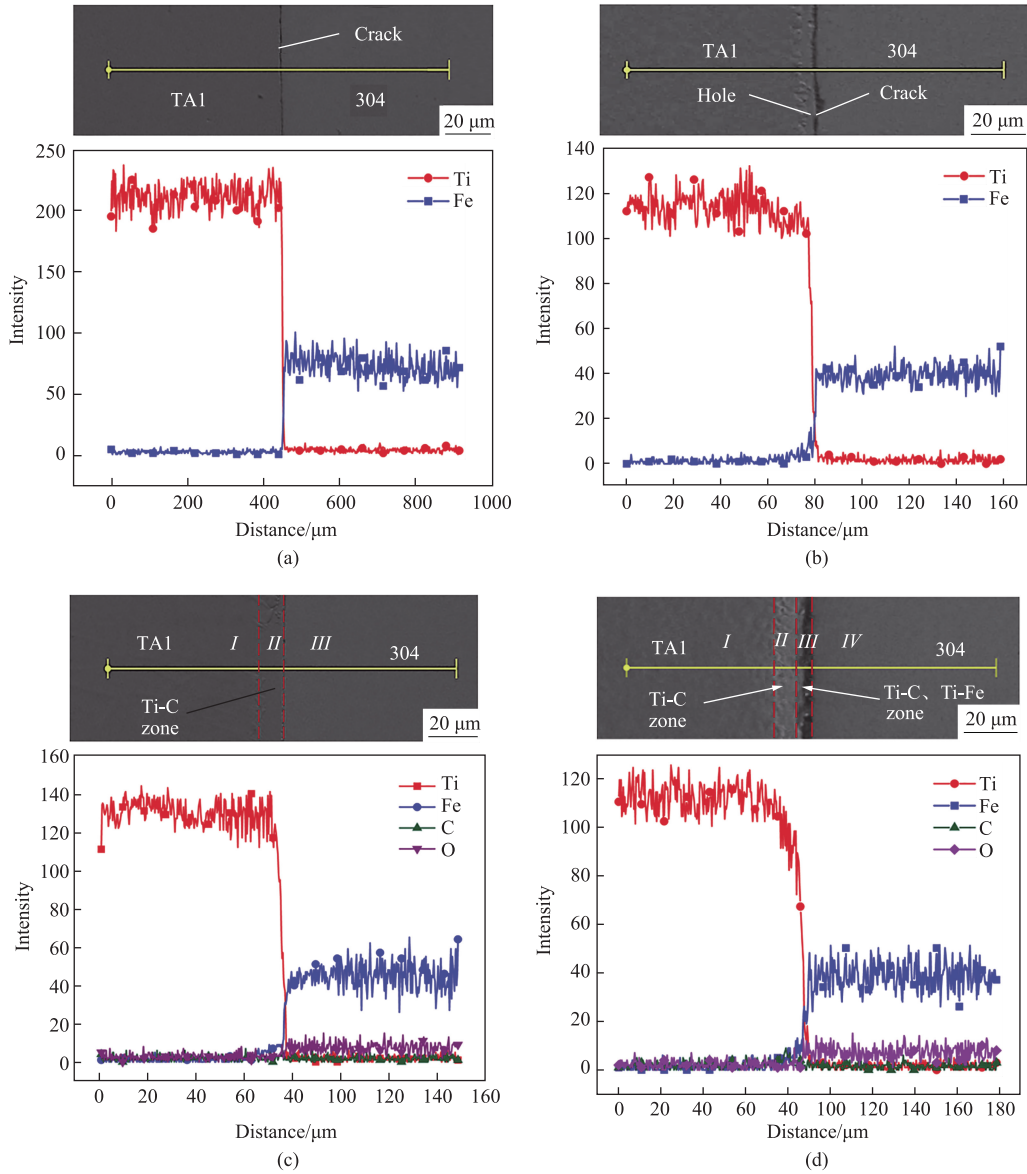


图 7 不同变形条件下，TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面的 SEM 和 EDS 线扫描图像

(a) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ 、 $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b) $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$ 、 $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ (c) $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$ 、 $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$ (d) $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$ 、 $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 7 SEM and EDS line scan images of TA1/304 stainless steel bimetallic composites interface under different deformation conditions

量分数占比最高的两种元素 Fe 元素和 Ti 元素呈现交替上升的“X”型扩散路径,中间相交区域则为界面元素扩散区。表3为TA1/304不锈钢双金属复合材料复合界面元素扩散距离的测量结果,结果表明,同一应变速率下,随着加热温度的上升,双金属复合材料复合界面元素的扩散距离不断增加,尤其当应变速率为 0.1 s^{-1} 、温度从 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 上升至 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,界面的扩散现象最为明显,由 $7 \text{ }\mu\text{m}$ 提高了1倍以上。

表3 TA1/304 不锈钢双金属复合材料复合界面各元素的扩散距离 (μm)

Tab.3 Diffusion distance of elements at TA1/304 stainless steel bimetallic composites interface (μm)

Materials	Temperature-strain rate ($^{\circ}\text{C}-\text{s}^{-1}$)			
	750-0.01	850-0.01	900-0.1	950-0.1
TA1	5.01	7.54	7.12	15.54
304 stainless steel	4.39	7.23	7.25	15.03
Composites	4.24	7.03	7.00	14.95

由 Ti-Fe 二元相图可知 Ti 在 $882 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 发生同素异构转变, $882 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上是 $\beta\text{-Ti}$, $\beta\text{-Ti}$ 中加入了 Fe 元素后,其相变点温度降低,当 Fe 元素含量增加至特定比例时,易形成固溶体和金属间化合物。 $882 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下是 $\alpha\text{-Ti}$, 室温下, Fe 在 $\alpha\text{-Ti}$ 中的固溶度为 $0.05\% \sim 0.1\%$, 且共析温度下 Fe 的固溶度小,易于 Ti 生成 Fe-Ti 系脆性化合物^[25-27]。另外, Ti 为强碳化物形成元素,极易与不锈钢中的 C 形成 TiC, 使结合区脆性变大。CHAI X Y^[28] 发现 TiC 和 Fe-Ti 共存时,对界面结合强度的削弱效果最为严重。

当温度为 $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01 s^{-1} 时 (图 7a), 界面有裂纹产生, TA1 和 304 不锈钢有明显的分界,这是由于温度过低,双金属间元素扩散不充分,降低了界面结合强度,导致复合界面产生局部裂纹。当温度为 $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.01 s^{-1} 时 (图 7b) 时,在复合界面出现了一条明显的条带,此为复合界面 TA1 基体与反应层交错结合形成不规则界面,反应层与 304 不锈钢界面处有孔洞产生,是因为 C 元素与 O 元素接触发生反应,生成了 CO_2 气体,导致界面产生了孔洞等缺陷。当温度为 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.1 s^{-1} 时 (图 7c), 双金属复合材料复合界面上形成了一条致密的脆性化合物带,一定程度上阻碍了 Fe 和 Ti 元素的相互扩散,抑制了复杂 Fe-Ti 系脆性化合物的生成。观察 SEM 图像得复合界面结合良好,未发现有明显缺陷。当温度

为 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.1 s^{-1} 时 (图 7d), 可将双金属复合材料的组织形貌分成 4 个区域 (I、II、III 和 IV), I 区域主要由 Ti 元素和少量的 Fe、C 和 O 元素组成,为 TA1 基体。II 区域位于界面靠近 TA1 的一侧, $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, $\alpha\text{-Ti}$ 达到了其同素异构转变温度 ($882 \text{ }^{\circ}\text{C}$), 转变为 $\beta\text{-Ti}$, 同时 EDS 线扫描结果显示该区域 C 元素出现峰值,有明显的富集现象,这种现象表明,该区域强碳化物形成元素 Ti 与 C 发生反应,形成了一条明显的脆性化合物带。III 区域主要由 Ti 和 Fe 元素组成,且存在大量黑色化合物,由此判断,该区域生成了 Fe-Ti 系脆性化合物。IV 区域存在大量 Fe 和 C 元素,为 304 不锈钢基体。变形温度为 $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.1 s^{-1} 时, TiC 和 Fe-Ti 化合物对界面复合强度的影响最大,该区域在热变形过程中易发生脆性断裂。

王光磊等^[29]在对钛/不锈钢真空热轧复合时发现,复合界面扩散带的厚度越大,越容易产生不利于界面结合的化合物,存在极大的断裂风险。但扩散带厚度过小,导致双金属冶金结合受限,无法达到良好的结合效果。因此,保证扩散层厚度在合适的范围内对 TA1/304 不锈钢复合材料在实际应用中有重要的现实意义。由 EDS 线扫描分析结果确定,在中高温低应变速率 ($900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1}) 条件下, TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面复合效果最佳。

2.5 硬度分析

SINGH M 等^[30]运用显微硬度表征技术对 C-C 复合材料结合界面上的局部力学性能变化进行了有效评估。试验使用维氏显微硬度仪来检测 TA1/304 不锈钢结合界面两侧的硬度变化,以试样结合界面分界线为零度线,垂直于零度线沿直线分别向两端取测试点。根据国标 GB/T 231.1—2009^[31] 规定,硬度测试时两相邻压痕中心之间的距离至少应为压痕对角线长度的 3 倍。

图 8 所示为 TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面两侧硬度值的变化曲线。由图可知, TA1 基体部分硬度值有缓慢上升的趋势,这是因为在热压缩过程中,晶粒在压应力作用下,发生破碎现象,晶粒尺寸随之减小,达到细晶强化的效果,进而提高了其硬度值。零度线附近区域的硬度值先升高后迅速下降,此阶段出现峰值硬度,其原因是一定温度下, 304 不锈钢中的 C 元素和 Fe 元素向亲碳化合物 Ti 侧扩散,生成脆性化合物,界面硬度值升高,当扩散进行到一定程度,致密的脆性化合物带将阻碍 Fe 和 Ti 元素的互扩散, Ti-Fe 系脆性化合物含量的减

少是导致界面硬度下降的主要原因。304 不锈钢侧硬度值随温度的升高呈下降趋势,这是因为随着温度升高,304 不锈钢内部的晶粒不断长大,造成晶粒粗大现象,从而降低基体硬度。

图 8a 为应变速率为 0.1 s^{-1} 时,TA1/304 不锈钢双金属复合材料在不同温度下的硬度值变化,温度为 $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,界面硬度仅为 246.4 HV ,当温度达到 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,复合材料界面处的硬度达到峰值为 273 HV 。对比分析图 8a 和图 8b,TA1/304 不锈钢双金属复合材料在应变速率为 0.1 和 0.5 s^{-1} 下的硬度值变化,结果表明,当应变速率为 0.1 s^{-1} ,温度为 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,TA1/304 不锈钢双金属复合材料结合界面处具有较高的硬度,说明该条件下,双金属复合过程中生成的脆性化合物含量较低,界面形成冶金结合,复合效果最佳,进一步验证了热加工图的准确性。

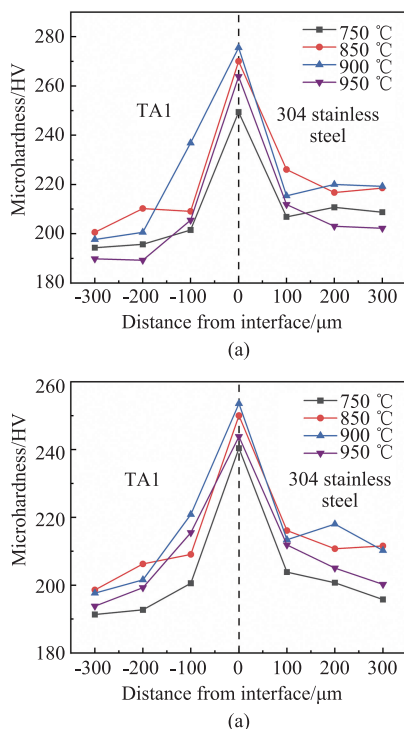


图 8 不同应变速率下 TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面两侧硬度值变化

(a) 0.1 s^{-1} (b) 0.5 s^{-1}

Fig. 8 Change of hardness values on both sides of TA1/304 stainless steel metallic composites interface

3 结论

(1) 在 TA1/304 不锈钢双金属复合材料热压缩过程中,真应力随真应变的增加整体呈上升趋势,真应力与应变速率呈正相关,与变形温度呈负相关。

材料流动应力在不同变形条件下受动态软化和加工硬化效应的综合影响。

(2) 由 Arrhenius 双曲正弦方程描述了 TA1/304 不锈钢双金属复合材料的流动应力与应变速率、变形温度之间的函数关系,材料的热压缩变形激活能 $Q=383.8885 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$,流动应力方程为:

$$\dot{\varepsilon} = 1.6375 \times 10^{21} [\sinh(0.018\sigma)]^{4.3149} \exp\left(\frac{-383888.5}{8.314T}\right).$$

(3) 建立了 TA1/304 不锈钢双金属复合材料热压缩过程的热加工图,综合考虑后确定其最佳热加工窗口为: $T=872 \sim 936 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.0567 \sim 0.4242 \text{ s}^{-1}$,平均功率耗散值为 0.43 。通过分析 SEM 图像所呈现的微观组织形态及 EDS 线扫描得到的双金属结合界面的元素扩散情况,确定中高温低应变速率 ($900 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1}) 条件下,TA1/304 不锈钢双金属复合材料界面复合效果最佳,此时的显微界面硬度值达到 273 HV ,进一步验证了最佳热加工窗口的准确性。

参考文献:

- [1] 余伟,张炒铭,何春雨,等. 轧制复合生产特厚板工艺 [J]. 北京科技大学学报, 2011, 33 (11): 1391-1395.
YU Wei, ZHANG Chaoming, HE Chunyu, et al. Rolling composite production process of extra-thick plate [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2011, 33 (11): 1391-1395.
- [2] 胡杰,谢荣,杜训柏. 钛/钢复合板加工技术及其在船海工程中的应用 [J]. 江苏船舶, 2016, 33 (6): 6-8, 12.
HU Jie, XIE Rong, DU Xunbai. Processing technology of titanium/steel composite plate and its Application in Marine Engineering [J]. Jiangsu Shipbuilding, 2016, 33 (6): 6-8, 12.
- [3] 段恒杰. 钛/钢复合板在真空制盐装置蒸发室的应用 [J]. 钛工业进展, 1993, (1): 19-22.
DUAN Hengjie. Application of titanium/steel composite plate in evaporation chamber of vacuum salt making plant [J]. Progress in Titanium Industry, 1993, (1): 19-22.
- [4] CROSSLAND B, WILLIAMS J D. Explosive welding [J]. Metallurgical Reviews, 1970, 15 (1): 79-100.
- [5] 杨国义,孔胜先,陈志伟. 压力容器用爆炸焊接复合板境内技术发展现状及标准状态 [J]. 压力容器, 2012, 29 (11): 43-46.
YANG Guoyi, KONG Shengxian, CHEN Zhiwei. Domestic technology development and standard status of explosive welded composite plates for pressure vessels [J]. Pressure Vessels, 2012, 29 (11): 43-46.
- [6] XIE M X, ZHANG J, ZHANG G F, et al. Microstructure and mechanical properties of CP-Ti/X65 bimetallic sheets fabricated by explosive welding and hot rolling [J]. Materials & Design, 2015, 87: 181-197.
- [7] 王敬忠,颜学柏,王伟琪,等. 带夹层材料的爆炸-轧制钛钢复合板工艺研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39

- (2): 309-313.
- WANG Jingzhong, YAN Xuebai, WANG Weiqi, et al. Study on explosive rolling process of titanium steel composite plate with sandwich material [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39 (2): 309-313.
- [8] ORHAN N, KHAN T I, EROGLU M. Diffusion bonding of a microduplex stainless steel to Ti-6Al-4V [J]. *Scripta. Mater.*, 2001, 45 (4): 441-446.
- [9] LI Y W, LIU H T, WANG Z J, et al. Suppression of edge cracking and improvement of ductility in high borated stainless steel composite plate fabricated by hot-roll-bonding [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 377-384.
- [10] WANG C Y, JIANG Y B, XIE J X, et al. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum steel composite sheet produced by cold roll bonding process [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2016, 652: 51-58.
- [11] TANG C, LIU Z, ZHOU D, et al. Surface treatment with the cold roll bonding process for an aluminum alloy and mild steel [J]. *Strength Mater.*, 2015, 47 (1): 150-155.
- [12] LIU X F, BAI Y L, LI J K, et al. Influence factors of interfacial bonding strength of cold rolled titanium/steel laminated composites plates [J]. *J. Mater. Eng.*, 2020, 48 (7): 119-126.
- [13] KUNDU S, GHOSH M, CHATTERJEE S. Diffusion bonding of commercially pure titanium and 17-4 precipitation hardening stainless steel [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, 428 (1-2): 18-23.
- [14] CHAI X Y, SHI Z R, CHAI F, et al. Effect of heating temperature on microstructure and mechanical properties of titanium clad steel by hot roll bonding [J]. *Rare Met. Mater. Eng.*, 2019, 48 (8): 2701-2710.
- [15] LEE M K, LEE J G, CHOI Y H, et al. Interlayer engineering for dissimilar bonding of titanium to stainless steel [J]. *Mater. Lett.*, 2010, 64 (9): 1105-1108.
- [16] RIZI M S, JAVADINEJAD H R, AGHABABAEI E, et al. Effect of intermetallic compounds on microstructure and mechanical properties of hot roll bonding titanium to steel [J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2018, 71 (8): 1941-1950.
- [17] ZHAO D S, YAN J C, WANG C W, et al. Interfacial structure and mechanical properties of hot roll bonded joints between titanium alloy and stainless steel using copper interlayer [J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2008, 13 (8): 765-768.
- [18] 张芳萍, 高毅, 和蕊芳, 等. 316L/Q420 双金属热变形行为及热加工图 [J]. *塑性工程学报*, 2023, 30 (11): 98-105.
- ZHANG Fangping, GAO Yi, HE Ruifang, et al. Hot deformation behavior and hot working diagram of 316L/Q420 bimetal [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2019, 30 (11): 98-105.
- [19] SUI D, WANG T, ZHU L, et al. Mathematical modeling of high temperature constitutive equations and hot processing maps for as cast SA508-3 steel [J]. *JOM*, 2016, 68 (11): 2944-2951.
- [20] 王顺. 2205 双相不锈钢/Q345 碳钢热压缩复合工艺及微观组织演变 [D]. 太原: 太原科技大学, 2020.
- WANG Shun. Hot compression composite process and microstructure evolution of 2205 duplex stainless steel /Q345 carbon steel [D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science and Technology, 2020.
- [21] PRASAD Y V R K, GEGAL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242 [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15: 1883-1892.
- [22] 李春阳. 热加工图绘制新方法及应用研究 [D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2012.
- LI Chunyang. Research on new method and application of thermal processing mapping [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2012.
- [23] 叶梦元, 李俊琛, 权伟, 等. 06Cr23Ni13 不锈钢的热压缩本构方程及热加工图 [J]. *材料热处理学报*, 2024, 45 (1): 193-199, 208.
- YE Mengyuan, LI Junchen, QUAN Wei, et al. Thermal compression constitutive equation and thermal working Diagram of 06Cr23Ni13 stainless steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2024, 45 (1): 193-199, 208.
- [24] MOMENI A, DEHGHANI K. Characterization of hot deformation behavior of 410 martensitic stainless steel using constitutive equations and processing maps [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527 (21): 5467-5473.
- [25] GHOSH M, DAS S, BANARJEE P S, et al. Variation in the reaction zone and its effects on the strength of diffusion bonded titanium-stainless steel couple [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2005, 390 (12): 217-226.
- [26] KUNDU S, CHATTERJEE S. Diffusion bonding between commercially pure titanium and microduplex stainless steel [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, 480 (1-2): 316-322.
- [27] YU C, XIAO H, YU H, et al. Mechanical properties and interfacial structure of hot-roll bonding TA2/Q235B plate using DT4 interlayer [J]. *Mater. Sci. Eng. A*, 2017, 695: 120-125.
- [28] 柴希阳. 船舶与海洋工程用钛/钢复合板轧制工艺与组织性能研究 [D]. 北京: 清华大学, 2018.
- CHAI X Y. Study on rolling process, microstructure and properties of titanium clad steel for ship and ocean engineering [D]. Beijing: Tsinghua University, 2018.
- [29] 王光磊, 骆宗安, 谢广明, 等. 加热温度对热轧复合钛/不锈钢板结合性能的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42 (2): 387-391.
- WANG Guanglei, LUO Zongan, XIE Guangming, et al. Effect of heating temperature on bonding properties of hot-rolled composite titanium/stainless steel plates [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42 (2): 387-391.
- [30] SINGH M, ASTHANA R. Characterization of blazed joints C-C composite to Cu clad-molybdenum [J]. *Compos. Sci. Technol.*, 2008, 68: 3010-3019.
- [31] GB/T231.1—2009, 金属材料 布氏硬度试验 第1部分: 试验方法 [S].
- GB/T 231.1—2009, Metallic materials—Brinell hardness test—Part 1: Test method [S].