

双金属热压缩复合行为及界面组织演变

李宇焕 秦芳诚 刘崇宇 亓海全 王 鑫 翁凯航
(桂林理工大学材料科学与工程学院)

摘 要 采用 ABAQUS 有限元软件对 40Cr/Q345B 双金属在不同变形温度、应变速率和变形量下进行热压缩模拟研究,分析热压缩过程中双金属界面等效应变、残余应力和温度场的变化,探讨变形参数对界面复合效果的影响。结果表明,热压缩温度较高时,双金属界面的回复和再结晶程度增大,有利于界面结合;增大变形量可以增加界面结合程度;减小应变速率使热压缩复合时间增加,界面反应更充分,进而提高界面结合效果;通过正交试验法确定了最佳试验参数,变形温度为 1 150 ℃、应变速率为 0.1 s⁻¹ 和变形量为 65%。结果发现,双金属结合界面元素扩散充分,结合层厚度约为 22 μm,界面冶金结合良好。

关键词 40Cr/Q345B 双金属;ABAQUS;等效应变;界面复合;组织演变

中图分类号 TB331;TG132;TP311 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.11.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Hot Compression Compositied Behavior and Interface Microstructure
Evolution of Bimetal

Li Yuhuan, Qin Fangcheng, Liu Chongyu, Qi Haiquan, Wang Xin, Weng Kaihang
(College of Materials Science and Engineering, Guilin University of Technology)

Abstract: The 40Cr/Q345B bimetal was compressed and simulated by ABAQUS finite element software under different deformation temperature, strain rate and deformation. The changing law of equivalent strain, residual stress and temperature distributions in bimetal interface were analyzed, and the effects of deformation parameters on the composited interface were explored. The results indicate that the degree of interface recovery and recrystallization are increased at a higher temperature, which is beneficial to interface bonding, and the degree of interface bonding is enhanced with the deformation strain increasing. As the rate increases, the composited time is prolonged and interface reaction is sufficient, further strengthening the degree of interface bonding. By means of orthogonal tests, the optimum temperature of 1 150 ℃, strain rate of 0.1 s⁻¹ and strain of 65% are provided. The experimental results reveal that the element diffusion in bimetal interface is sufficient with a thickness of 22 μm, achieving desirable metallurgical bonding.

Key Words: 40Cr/Q345B Bimetal, ABAQUS Software, Equivalent Strain, Interface Bonding, Microstructure Evolution

收稿日期:2021-05-18;修改稿收到日期:2021-06-20

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51875383);广西自然科学基金资助项目(2019GXNSFAA245051,2018GXNSFBA281056)

第一作者简介:李宇焕,男,1999 年出生,本科生,广西桂林(030024),E-mail:2215607630@qq.com

通信作者:秦芳诚,男,1988 年出生,讲师,广西桂林(030024),E-mail:qinfangcheng@glut.edu.cn

引用格式:李宇焕,秦芳诚,刘崇宇,等. 双金属热压缩复合行为及界面组织演变[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(11):1 430-1 435.

LI Y H, QIN F C, LIU C Y, et al. Hot compression composited behavior and interface microstructure evolution of bimetal[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(11):1 430-1 435.

[17] GAN J Q, HUANG Y J, WEN C, et al. Effect of Sr modification on microstructure and thermal conductivity of hypoeutectic Al-Si alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(11): 2 879-2 890.

[18] 熊敬晨. 高导热低膨胀高硅铝合金的研究[D]. 武汉:华中科技大学, 2017.

[19] LI B C, HOU L G, WU R Z, et al. Microstructure and thermal conductivity of Mg-2Zn-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 722: 772-777.

[20] KIM Y, CHOI S, HONG S. The behavior of thermal diffusivity change according to the heat treatment in Al-Si binary system[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 687: 54-58.

[21] 李斌,杨昭,杨续跃,等. 通过测量晶格畸变研究 Si 和 Cu 对 Al-Si 合金电导率的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2015, 46 (11): 4 028-4 033.

[22] QI M F, KANG Y L, QIU Q Q, et al. Microstructures, mechanical properties, and corrosion behavior of novel high-thermal-conductivity hypoeutectic Al-Si alloys prepared by rheological high pressure die-casting and high pressure die-casting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 487-502.

[23] 钟群鹏. 断口学[M]. 北京:高等教育出版社, 2006.

[24] 冉广,周敬恩,王永芳,等. 铸造 A356 铝合金的微观组织及其拉伸性能研究[J]. 金属热处理, 2007, 32(3): 13-18.

(编辑:栗万仲)

双金属复合材料是将两种不同性能的金属材料通过复合制备技术实现冶金结合,双金属复合板、复合轧辊和复合管等在航空航天、汽车和国防装备领域用量多、用途广,发展前景广阔。双金属复合板通常是由两种不同的金属板材通过轧制、挤压等工艺使金属组元间实现冶金结合进而复合成新的板材^[1],双金属复合管和双金属复合轧辊的成形原理跟双金属复合板类似^[2,3]。双金属复合管常用在石油化工、核电主管道等对腐蚀性、耐磨性需求强度较高的应用场合,而双金属复合轧辊则因其良好的耐磨、高强高韧等性能大大延长了各类轧机的服役寿命。

经过多年研究与发展,双金属复合材料的生产技术也被逐步完善,根据金属复合时的状态可分为固-固相复合法、液-固相复合法、液-液相复合法 3 类^[4,5]。前苏联采用爆炸复合法、轧制复合法、铸造复合法等方法制备双金属复合材料。美国于 1956 年提出了双金属复合板轧制三步法“表面处理-轧制复合-退火强化处理”^[6],使得双金属复合技术得到了快速发展,在很多领域中得到应用。随着爆炸复合法、轧制复合法的广泛应用,爆炸+轧制法在国外解决了爆炸法不能生产复合薄板的难题。SKOBLIK R 等^[7]运用 Forge 数值模拟软件对非对称轧制复合板轧制过程进行了数值模拟,发现轧辊出口处不同金属的流动速度各不相同。GRASS H 等^[8]通过建立三维热力耦合数学模型对拉轧工艺进行有限元数值模拟,研究了应力场、应变场及温度场的分布规律,得到了理想的工艺参数;KIUCHI M 等^[9]通过对非对称轧制过程研究,以及分析复合带材的非对称变形、弯曲机理等,提出了新的非对称复合轧制数学模型。在 20 世纪 60 年代,我国开始对双金属复合板进行研究,主要制备方法有爆炸法、爆炸+轧制法、轧制法等。在 20 世纪 60 年代末大连造船厂成功研制出我国第一块采用爆炸复合工艺的双金属复合板^[10],同时期也开始生产热轧双金属复合板,但因当时国内轧机、加热炉等生产设备性能较差、制备工艺不成熟,导致产品品质无法满足要求。随着计算机模拟技术和计算方法的发展,各种数值模拟方法,尤其是有限元法得到了越来越广泛的应用,解决了双金属构件在塑性加工领域中求解效率及精度等复杂问题^[11~13]。武尚群^[14]使用 ABAQUS 有限元软件模拟研究了双金属复合板的热轧过程,认为板材翘曲现象可以通过异步轧制法进行改善。李世芸等^[15]用刚塑性有限元法模拟钢、铜复合带材轧制过程,通过分析其应力应变、塑性流动、轧制力和轧制力矩,得到了理想的工艺参数。汪振^[16]对 Ag/Cu 双金属复合材料轧制变形工艺进行了有限元模拟分析,对比发现其轧制厚度、显微硬度等模拟结果与轧制试验

结果相吻合。

本课题运用 ABAQUS 有限元软件模拟研究 40Cr/Q345B 双金属热压缩复合行为,探讨不同变形量、应变速率和变形温度对双金属结合层的温度场和应力/应变场分布的影响,确定较优的工艺参数,并通过试验研究热压缩后双金属界面组织与元素扩散特征。

1 数值模拟与试验方法

1.1 模拟方法

热压缩过程数值模拟所用材料为 40Cr 和 Q345B 双金属坯,取自连铸坯,双金属坯直径为 30 mm,高度为 45 mm(二者高均为 22.5 mm)。ABAQUS 创建网格装配模型的途径为先创建三维几何部件,并进行网格划分,从而创建网格装配模型。具体操作是在部件模块中创建热压缩模型所需要的 40Cr 和 Q345B 部件,并定义材料属性、参数等。然后在装配模块中把各个部件装配组合起来,对装配好的部件进行分析步、相互作用、载荷等定义后,再对其进行网格划分,指派单元类型时采用温度-位移耦合线性缩减积分固体单元 C3D8RT,其适应能力和稳定性较好,部件的网格质量通过 mesh-verify 检验,最后进行有限元模拟分析。表 1 为制定的热压缩数值模拟过程中具体工艺参数。为了进一步研究不同变形量、应变速率和变形温度对 40Cr/Q345B 界面等效应变、残余应力及温度场分布的影响,使用 path 功能在复合坯界面上选取一些具有代表性节点,节点位置由结合界面中心向边缘进行,选取 8 个节点进行分析。

表 1 热压缩模拟参数
Tab.1 Parameters of hot compression simulation

编号	温度/℃	应变速率/s ⁻¹	变形量/%
1	1 050	0.1	50
2	1 100	0.1	50
3	1 150	0.1	50
4	1 050	1	50
5	1 100	1	50
6	1 150	1	50
7	1 050	0.1	65
8	1 100	0.1	65
9	1 150	0.1	65
10	1 050	1	65
11	1 100	1	65
12	1 150	1	65

1.2 试验方法

试验材料及尺寸与数值模拟一致,在热处理炉内将双金属铸坯加热至 1 200 ℃保温 2 h,然后放置在 200 kN 油压机上进行热压缩,热压缩变形参数采用数值模拟得出的最优试验工艺参数。压缩结束后水冷处理,沿

轴向对半剖开,经机械研磨、抛光、腐蚀后观察界面组织。

2 模拟结果与分析

2.1 界面应变分析

图 1 为 40Cr/Q345B 双金属铸坯在不同压缩温度

下的等效应变云图。可以看出,塑性变形较大的区域为 Q345B 层材料,可能是由于 Q345B 相对于 40Cr 软一些,所以随着模拟进行,Q345B 的等效应变比 40Cr 的等效应变大。Q345B 等效塑性应变值由结合面中心向边缘和接触面逐渐增加。而 40Cr 的塑性应变趋势与 Q345B 相反。随着温度升高,40Cr 的低应变区域变宽,Q345B 的高应变区域变窄。

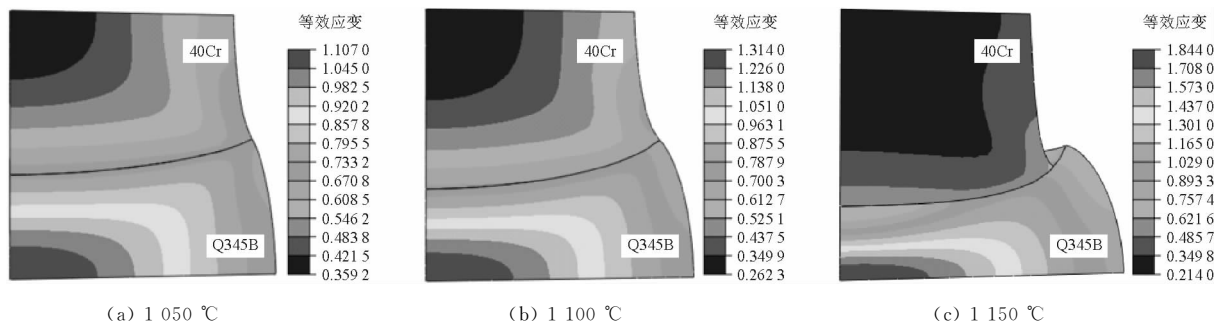
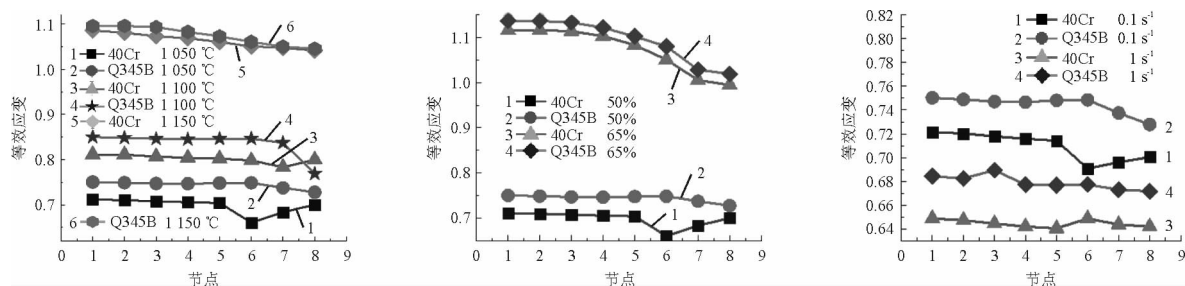


图 1 变形量为 50%、应变速率为 0.1 s^{-1} 时不同温度下的等效应变分布

Fig.1 Equivalent strain distributions under different temperatures with the deformation of 50% and strain rate of 0.1 s^{-1}

图 2 为不同变形参数下的复合界面附近等效应变曲线。可以看出,在 1 050、1 100 和 1 150 °C 时复合界面附近的等效应变分别为 0.66~0.75、0.76~0.84 和 1.04~1.09,温度越高,界面两侧等效应变越大(见图 2a)。此外,温度越高,复合界面附近的等效应变差值越小,在 1 050、1 100 和 1 150 °C 时复合界面附近的等效

应变差值分别为 0.05~0.08、0.03~0.05 和 0.005~0.015。由图 2b 可知,变形量为 65% 时,界面处的等效应变差值比变形量为 50% 时的等效应变差值小,且其应变值(1.0~1.13)明显大于变形量为 50% 时的应变。由图 2c 可知,应变速率为 0.1 s^{-1} 时,复合界面的应变比 1 s^{-1} 时的大,复合界面的应变差值较 1 s^{-1} 时的小。



(a) 变形量为 50%,应变速率为 0.1 s^{-1} (b) 变形温度为 1 050 °C,应变速率为 0.1 s^{-1} (c) 变形量为 50%,变形温度为 1 050 °C

图 2 不同变形参数下界面等效应变曲线

Fig.2 Equivalent strain curves of the interface with different deformation parameters

当复合界面处的应力满足结合条件时,复合面处附近位置的等效应变差值越小,则复合界面处的金属变形程度基本趋于一致,其界面结合效果越好。等效应变值越大,说明材料发生了较大的变形量,实现了紧密结合,因此通过增大热变形温度、变形量以及减小应变速率,改变界面应变分布,进而能够实现界面良好结合。

2.2 界面残余应力分析

经过热压缩复合后的构件内部一般存在残余应力,影响进一步加工性能。如果残余应力过大,会导致已完成热压缩的复合界面在冷却后产生裂纹,从而破坏界面复合效果。40Cr/Q345B 双金属铸坯在变形量为 50%、变形温度为 1 050 °C 和应变速率为 0.1 s^{-1} 时的残余

应力分布见图 3。可以发现,40Cr 的残余应力大于

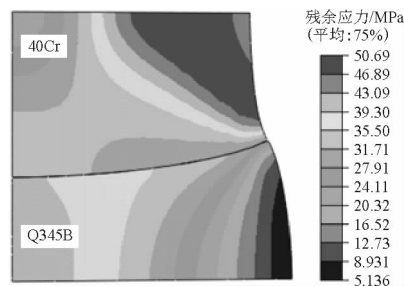


图 3 变形量为 50%、变形温度为 1 050 °C、应变速率为 0.1 s^{-1} 时残余应力分布

Fig.3 Residual stress distribution at the deformation of 50%, temperature of 1 050 °C and strain rate of 0.1 s^{-1}

Q345B,40Cr 一侧残余应力边缘大、中心小,Q345 一侧残余应力则与 40Cr 相反。在界面附近,Q345B 和 40Cr 残余应力变化趋势均由中心向边缘减小,其主要原因是两种材料的性质和受力状态不同。

不同温度下 Q345B 一侧残余应力比 40Cr 要大(见图 4)。温度越高,40Cr 一侧残余应力越小,Q345B 一侧残余应力越大,界面两侧残余应力差值也越大,在 1 050、1 100 和 1 150 ℃时最大差值分别为 6、11 和 30 MPa。Q345B 和 40Cr 残余应力在界面呈由中心向边缘方向减小趋势,温度越高,减小幅度越大。由图 5a 可知,变形量为 50%时的残余应力明显比 65%时要小,因为变形量增加时,双金属变形程度增大,界面中心与边缘的残余应力差值较大,一致性变弱。由图 5b 可知,应变速率为 0.1 s⁻¹时残余应力较小,界面两侧残余应力

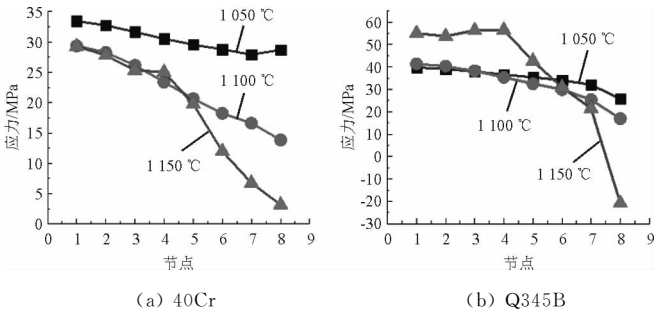


图 4 变形量 50%、应变速率 0.1 s⁻¹时不同温度下的 40Cr Q345B 的残余应力曲线图

Fig.4 The residual stress curves under different temperatures with the deformation of 50% and strain rate of 0.1 s⁻¹

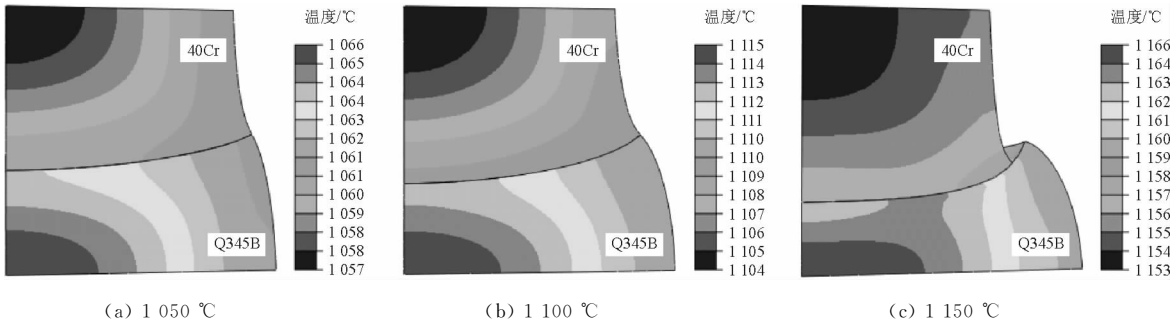


图 6 变形量为 50%、应变速率为 0.1 s⁻¹时不同温度下的温度场分布

Fig.6 Temperature field distributions under different temperatures with the deformation of 50% and strain rate of 0.1 s⁻¹

图 7 为不同状态下界面温度分布曲线。从图 7a 可知,不同变形温度下的界面温度场变化趋势基本相同,40Cr 一侧温度比 Q345B 一侧低一些,其温度差值由界面中心向四周呈逐渐减小趋势。当热压缩温度较低时,发生塑性变形的程度较小。从能量角度而言,温度较低时金属原子的激活能较低,对扩散层生长不利,不利于界面的结合。当热压缩温度较高时,金属塑性变形能力增大,氧化膜加速破裂,新鲜金属暴露,接触界面原子间的相互渗透与嵌合程度增加,界面夹杂物被压碎,在高

减小趋势较缓慢,而 1 s⁻¹ 时残余应力较大(约 60 MPa),界面两侧残余应力减小趋势较快,说明材料内部残余应力分布不均匀,因此适当降低应变速率可以降低残余应力。

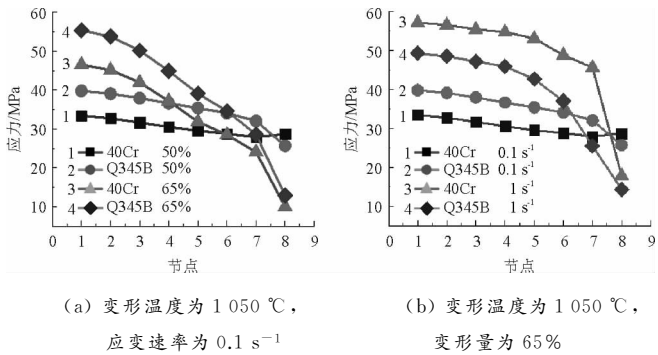


图 5 界面残余应力曲线

Fig.5 The residual stress curves of interface

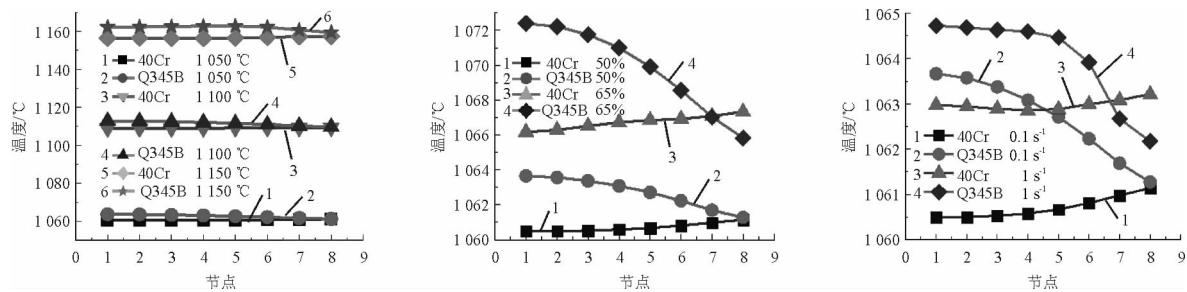
2.3 界面温度场分析

在热压缩过程中,变形温度是影响界面结合质量的关键因素。温度较低时,材料的变形抗力较大,使界面氧化膜破裂程度减少,金属的接触面积相应减少,导致界面结合质量较差;温度过高,使双金属元素之间发生剧烈扩散。图 6 为 40Cr/Q345B 铸坯在变形量为 50% 和应变速率为 0.1 s⁻¹ 时,不同变形温度下进行压缩的温度场分布情况。可以看出,40Cr 一侧温度比 Q345B 一侧温度低一些,40Cr 的温度由界面中心向四周呈逐渐上升趋势,而 Q345B 的趋势则与 40Cr 相反。

温与较大应力作用下固溶于金属晶体中,有利于界面结合。变形量为 65% 时的最终温度比变形量为 50% 时的高,变形量为 65% 时结合面两侧温度差比变形量 50% 时要大(见图 7b),这可能是热对流和热辐射散失的热量与复合件的热变形功的共同作用下导致,变形量越大,界面越易实现紧密结合。从图 7c 可知,不同应变速率下,应变速率为 1 s⁻¹ 时的最终温度比 0.1 s⁻¹ 高一些,其原因是压缩速率过快,使复合件与油压机的接触时间缩短,温度来不及传导以及与外界空气存在热交换

时间短,从而使得复合件表面热量损失较少,温度较高。另外,应变速率提高,使单位时间内的塑性功增加,降温

幅度减小,但应变速率减小时,变形时间增加,原子反应进行的更加充分,有利于界面结合。



(a) 变形量为 50%,应变速率为 0.1 s⁻¹ (b) 变形温度为 1 050 °C,应变速率为 0.1 s⁻¹ (c) 变形量为 50%,变形温度为 1 050 °C
图 7 不同状态下界面温度分布曲线

Fig.7 The temperature distribution curves of interface under different conditions

2.4 正交试验分析

以温度(A)、变形量(B)、应变速率(C)为影响因素,设计了 L₁₂(3¹×2⁴)混合水平正交表。因素水平表见表 2。试验方案分析表见表 3。

表 2 双金属热压缩因素水平表

Tab.2 Factor level of bimetallic hot compression			
水平	A 温度/°C	B 变形量/%	C 应变速率/s ⁻¹
1	1 050(A ₁)	50(B ₁)	0.1(C ₁)
2	1 100(A ₂)	65(B ₂)	1(C ₂)
3	1 150(A ₃)	—	—

表 3 试验方案及正交分析

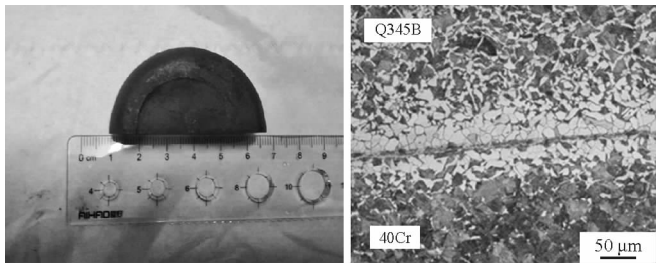
Tab.3 Experimental scheme and orthogonal analysis						
编号	A		B		C	复合效果
1	1	1	1	1	1	4
2	1	1	2	2	2	4
3	1	2	1	2	1	5
4	1	2	2	1	2	3
5	2	1	1	1	2	4
6	2	1	2	1	1	5
7	2	2	1	2	2	5
8	2	2	2	2	1	6
9	3	1	1	2	1	7
10	3	1	2	2	2	6
11	3	2	1	1	1	6
12	3	2	2	1	2	5
K ₁	16	30	31	27	33	
K ₂	20	30	29	33	27	
K ₃	24					
k ₁	4	5	5.17	4.5	5.5	
k ₂	5	5	4.83	5.5	4.5	
k ₃	6					
最优选方案		A ₃ B ₂ C ₁				

由表 3 可知,较优的试验方案为 A₃B₂C₁,即热压缩试验工艺参数:温度为 1 150 °C、变形量为 65%和应变速率为 0.1 s⁻¹。

3 试验结果

3.1 界面组织

针对最优工艺方案下的 40Cr/Q345B 双金属铸坯进行热压缩试验,热压缩后锻坯经切割、抛光后进行界面组织观察,见图 8。可以看出,40Cr/Q345B 双金属界面呈连续分布,界面结合层两侧的铁素体分布均匀,结合层没有出现明显的裂缝,结合层黑色杂质与缺陷零星分布,杂质层外没有生成细小晶粒,结合区产生裂纹的情况较少。结合层两侧组织晶粒尺寸大小基本一致,说明双金属界面结合良好,实现了界面冶金结合。



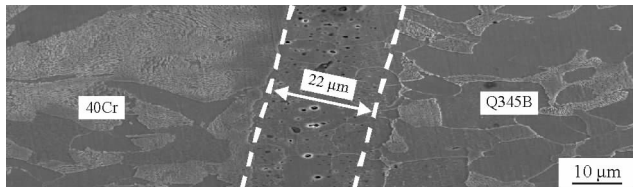
(a) 复合坯 (b) 结合界面组织
图 8 变形温度为 1 150 °C、应变速率为 0.1 s⁻¹、变形量为 65%时热压缩复合坯及结合界面组织

Fig.8 Microstructures of hot compression composite billet and bonding interface at the deformation temperature of 1 150 °C, strain rate of 0.1 s⁻¹ and deformation of 65%

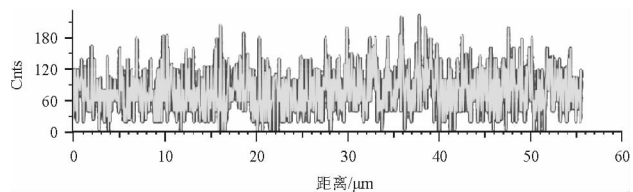
3.2 界面元素扩散

图 9 为最优选试验参数下 40Cr/Q345B 双金属结合界面 Si、Cr、Mn 元素扩散情况。可以看出,结合层厚度经过测量约为 22 μm(见图 9a 虚线),结合层及其附近有较多小颗粒,可能为碳化物较多导致的。Si 元素在结合层两侧含量几乎相同,结合层中含量较低。Q345B 一侧的 Cr 元素含量增加,但与 40Cr 一侧相比,差距不大,即 Cr 元素的扩散较强;对于 Mn 的分布而

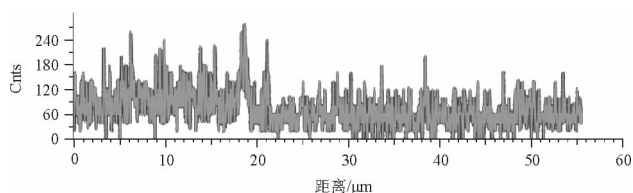
言,结合层中含量较高,扩散程度较大。通过对 3 种元素的扩散分析,表明 40Cr/Q345B 双金属坯界面结合机制为冶金结合,扩散效果较好。



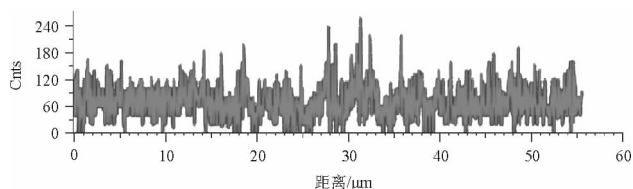
(a) 界面组织



(b) Si



(c) Cr



(d) Mn

图 9 1 150 ℃时界面 Si,Cr 和 Mn 元素扩散
Fig.9 Element diffusion of Si, Cr and Mn with the temperature of 1 150 ℃

4 结 论

(1)变形温度升高、变形量增大和应变速率减小时,界面等效应变分布均匀、残余应力减小和扩散程度增大,有利于 40Cr/Q345B 双金属界面结合;通过正交试验法,确定了最优的试验工艺参数:温度为 1 150 ℃、变形量为 65%和应变速率为 0.1 s⁻¹。

(2)最优试验参数下双金属结合界面两侧的铁素体分布均匀,元素扩散充分,结合层厚度约为 22 μm,界面冶金结合良好。

参 考 文 献

[1] 陈靖,佟建国,任学平. 25Cr5MoA/Q235 钢复合板的结合性能[J]. 北京科技大学学报, 2007, 29(10): 985-988.
[2] 王纯,毕宗岳,张万鹏,等. 国内外双金属复合管研究现状[J]. 焊管, 2015, 38(12): 7-12.

[3] 李秀青,宋延沛. 双金属复合轧辊铸造工艺的研究现状与展望[J]. 材料研究与应用, 2010, 4(3): 164-168.
[4] 周永强. 304/Q345R 不锈钢复合板轧制数值模拟及轧后组织性能分析[D]. 河北秦皇岛:燕山大学, 2016.
[5] 林椿梅,王于金,徐维良,等. 2024/6061 铝合金铸造复合行为及界面组织性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(10): 1 126-1 130.
[6] 杨松涛,赵景申,张鹏翼,等. 金属复合板带材轧制复合技术与装备研发[J]. 有色金属加工, 2015(5): 33-36.
[7] SKOBLIK R, RYDZ D, STRADOMSKI G. Analysis of asymmetrical rolling process of multilayer plates[J]. Solid State Phenomena, 2010, 165: 348-352.
[8] GRASS H, REIP T. 3-D Simulation of hot forming and microstructure evolution[J]. Computational Materials Science, 2003, 12(2): 469-477.
[9] KIUCHI M, SHINTANI K, HWANG Y M. Mathematical simulation of clad sheet rolling and sandtvich sheet holling[J]. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 1992, 41(1): 289-292.
[10] 邵丙璜,张凯. 爆炸焊接原理及其工程应用[M]. 辽宁大连:大连工学院出版社, 1987.
[11] 苏毅. 扩展有限元法及其应用中的若干问题研究[D]. 西安:西北工业大学, 2016.
[12] ZIENKIEWICZ O C, TAYLOR R L, ZHU J Z. The Finite Element Method: Its Basis and Fundamentals[M]. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
[13] ZIENKIEWICZ O C, TAYLOR R L. The Finite Element Method for Solid and Structural Mechanics[M]. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
[14] 武尚群. 不锈钢复合板热轧仿真模拟[D]. 河北秦皇岛:燕山大学, 2015.
[15] 李世芸,张曙红,张代明. 双金属复合带材炸制过程有限元模拟[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 1 072-1 082.
[16] 汪振. Ag/Cu 金属复合材料轧制变形研究及有限元模拟[D]. 重庆:重庆理工大学, 2009.

(编辑:刘卫)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |