焊接温度对 5A06 铝合金 SPS 钎焊接头组织和性能的影响

宋奎晶[1]，季雨凯[1]，韦 勇[1]，丁子恒[1]，张铭雨[1]，刘鑫泉[1]，钟志宏[1]，方 坤[2]

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院，安徽 合肥 230009)

(2. 中国电子科技集团公司第三十八研究所，安徽 合肥 230088)

摘 要：5A06 铝合金具有中高强度、优良的耐腐蚀性以及良好的导热和机械加工性能，在雷达液冷组件和波导结构件等精密制造领域广泛应用。本研究采用 Al-20Cu-5Si-2Ni 钎料，通过放电等离子烧结（spark plasma sintering, SPS）技术实现 5A06 铝合金 SPS 钎焊，研究了焊接温度对连接接头组织和性能的影响。当焊接温度为 510~530 ℃，压力为 4 MPa，保温时间为 10 min 时，接头抗拉强度随温度升高而增大，最大接头抗拉强度为 152 MPa，530 ℃焊接温度下获得的接头拉伸断口呈现韧性断裂特征，韧窝细小均匀。在低温钎料、焊接压力、脉冲电场和短时保温的综合作用下，SPS 钎缝相比常规真空钎焊变窄，界面焊合率提高，晶粒细小，脆性相分散，元素扩散充分，形成的细小 Mg_2Si 和 Si 颗粒能够显著提升接头力学性能。

关键词：5A06 铝合金；SPS 钎焊；焊接温度；显微组织；力学性能

中图法分类号：TG146.21; TG453$^+$.9 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2023)10-3461-09

5A06 铝合金具有密度低、比强度高、良好的耐腐蚀性及耐损伤性等特点[1]，是航空航天、汽车船舶、武器装备最理想的结构材料之一。雷达波导腔、辐射板、微通道换热器均采用 5A06 铝合金制造。该类复杂精密结构焊接不仅有强度可靠性和稳定性要求，还需控制焊接变形量在严格的范围内以满足高精度的电信传输功能，因而发展可靠的铝合金精密连接技术具有重要意义[2-11]。目前，雷达波导腔精密焊接主要采用真空钎焊和扩散焊，而 5A06 铝合金对这 2 种焊接方法的适应性差，首先因焊接时间长，母材中镁元素在真空环境中挥发较为严重，长时间高温还会导致晶粒过度长大甚至过烧，母材组织性能劣化；其次因母材熔点较低，固相线温度仅为 555.0 ℃，可选的钎料成分窗口较窄，在钎焊过程中母材可能向钎料溶解；再次因镁含量较高(5.8%~6.8%，质量分数)，待焊界面除了极易形成致密且稳定的氧化铝之外，还易形成连续且更加致密的氧化镁，阻碍界面原子热扩散；并且 5XXX 铝合金塑性好，相对可热处理强化的 6XXX 系铝合金，其氧化膜难以在焊接过程热力耦合作用下完全破碎，导致界面连接强度低，机载弹载服役振动可靠性明显不足。因此，严控焊接流程或开发新型焊接工艺，设计适应服役环境且润湿性、强塑性满足要求的钎料，基于物理化学双重原理清洁氧化膜，是 5A06 铝合金精密焊接的发展趋势。

基于放电等离子烧结（spark plasma sintering, SPS）技术发展而来的 SPS 焊接是近几年快速发展的一种低温、小变形、快速真空焊接方法，在通电加热加压下添加或不添加中间层实现同异种材料连接，已在轻金属、高温合金、硬质合金、难熔金属、陶瓷等同异种材料连接方面开展了成功的探索[12]，如 W/Steel[13]、SiC_p/2024Al 复合材料[14]、Ti/Steel[15]、WRe/TZM[16]、W/Ti[17]、SiC/SiC[18]、SiC/Ti[19]、SUS304 不锈钢[20]、Cu[21]、Si_3N_4/WC[22]，其中 WRe/TZM 异种合金 SPS 焊接在航天器核心部件上已有批量应用。然而，国内外关于铝合金 SPS 焊接的研究报道较少。2006~2011 年，日本 O. Ohashi 团队[23-25]相继开展了 ADC12 铸铝合金、5052 铝合金以及 6063 铝合金的 SPS 扩散焊研究，阐明了母材 Mg 含量对连接质量的影响以及界面氧化膜消除机理，获得了焊接温度、压力、保温时间、中间层、母材表面粗糙度对连接接头绝对强度、相对强度（接头绝对强度/焊后母材强度）以及焊件变形的影响规律，但该研

收稿日期：2022-09-23

基金项目：国家自然科学基金（51905143）；中央高校基本科研业务费专项资金；安徽省自然科学基金（2208085ME134）

作者简介：宋奎晶，女，1986 年生，副研究员，合肥工业大学材料科学与工程学院，安徽 合肥 230009，E-mail: songkuijing@hfut.edu.cn

究并未开展接头微观组织的研究。因此采用 Al-Cu-Si-Ni 钎料进行 5A06 铝合金 SPS 真空钎焊，研究了焊接温度对接头组织和性能的影响，为铝合金 SPS 焊接工艺开发及其在雷达、卫星等电子工业领域应用提供基础。

1　实　验

1.1　实验材料和方法

选择 5A06-H112 铝合金圆柱体进行试验，尺寸为 *Φ*25 mm×40 mm，化学成分见表 1。

近年来，针对熔点较低的 5XXX、6XXX 中高强度铝合金，国内开发了 Al-Si-Mg、Al-Si-Zn、Al-Si-Ge、Al-Si-Cu、Al-Ag-Cu 为基的三元、四元甚至合金元素超过 4 种以上的多组元低熔点钎料[3]，系统研究了元素含量对钎料熔点、组织结构、力学性能、溶蚀性、耐腐蚀性的影响[2-11]。其中，Al-Si-Cu 系钎料的共晶成分（质量分数）为 Al 68.5%，Cu 26.7%，Si 5.1%，共晶点为 525 ℃，连接强度较高，综合性能较好，工业应用前景良好。由于 Ni 的加入能够有效降低 Al_2Cu 化合物的脆性，因此在此基础上开发了 Al-Si-Cu-Ni 钎料，成为电子信息领域备受青睐的新型国产钎料。本试验采用 Al-20Cu-5Si-2Ni 钎料（质量分数，%；由北京有色金属与稀土应用研究所研制）[4]，箔片厚度为 150 μm，固相线和液相线温度分别为 517.5 和 525.3 ℃。钎料进行打磨除掉表面的氧化层，随后采用无水乙醇超声清洗 5 min。

试验在 LABOX-350 SPS 系统上进行。设备最大输出电流 1000~2500 A，最大加载为 10 kN[13]。根据 O. Ohashi 等[23-25]的研究，铝合金中的 Mg 含量在 2%以上时，焊接界面氧化膜难以通过母材中 Mg 挥发并与表面氧化铝反应去除。由于设备极限真空度为 10 Pa 左右，无法满足铝合金焊接对高真空度的严苛要求，且引入挥发性镁以降低氧分压会对 SPS 精密系统造成污染，因此，铝合金表面氧化膜去除难度较大。本文结合实际条件开展研究，对焊件表面进行打磨、抛光，直至待焊表面粗糙度 R_a 在 1.6 μm 以下，随后采用二乙二醇二甲醚($C_6H_{14}O_3$)活性剂清洗试样表面，起到物理隔绝的作用。

表 1　5A06 铝合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of 5A06 aluminum alloy (*ω*/%)

Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Cu	Ti	Al
5.8-6.8	0.5-0.8	≤0.4	≤0.4	≤0.20	≤0.1	0.02-0.10	Bal.

图 1 为 SPS 焊接系统示意图。在 SPS 焊接过程中，电流从铜电极向下依次流经石墨垫块、冲头、模具和焊件，产生大量的电阻热，系统内温度分布极不均匀。块状材料 SPS 焊接过程数值模拟表明[21]，石墨冲头与焊件接触面相比焊接界面温度更高，且在脉冲电流达到峰值时相应地达到峰值温度。为避免铝合金母材在焊接过程中发生过烧甚至熔化，设定升温速度为 40 ℃/min，焊接温度为 510，520，530 ℃，保温时间为 10 min，焊接压力为 4 MPa。焊接工艺曲线由系统自动记录，如图 2 所示，分别为电压（图 2a）、电流（图 2b）、压力（图 2c）、温度（图 2d）、位移（图 2e）以及真空度（图 2f）随时间的变化曲线。由于热电偶测温点布置在石墨模具上，根据 SPS 焊接过程数值模拟结果可知，焊接界面实际温度高于测量温度。当设定焊接温度为 540 ℃时，与上冲头接触的铝合金有少量熔化。综合试验和模拟结果估计，焊接界面温度高出系统设定温度 10~20 ℃。具体焊件预处理、装配等操作过程详细信息见参考文献[13,16,18]。为保证分析数据的可靠性，每个焊接温度进行 4 次重复试验。

1.2　接头性能测试和组织表征

采用螺旋测微器测量焊前和焊后试样高度。焊后，按照 ASTM E1450-2009 在接头上以焊缝为中心沿轴向截取拉伸试样，尺寸如图 3 所示，拉伸区横截面积为 52 mm^2。采用 Shimadzu AG-IC 系列台式电子万能试验机进行室温拉伸试验，拉伸速率为 0.5 $mm·min^{-1}$，相同焊接温度下测 3 个试样以确保数据可靠性。

随后，在连接界面两侧沿轴向截取试样进行微观组织分析。采用 ZEISS Gemini 500 型热场发射扫描电子显微镜(SEM)观察连接界面及拉伸断口微观形貌，

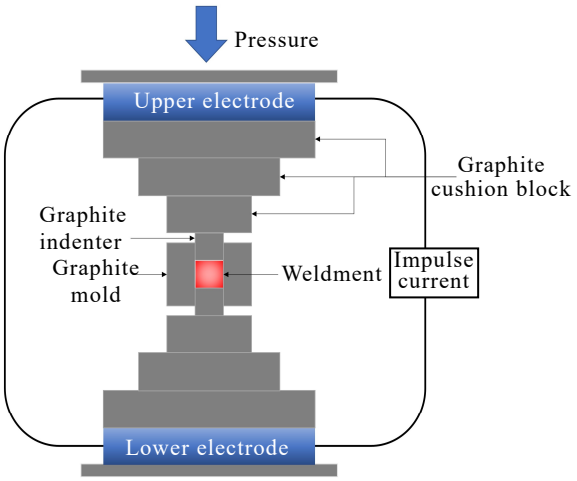

图 1　SPS 焊接系统示意图

Fig.1　Schematic diagram of SPS welding system

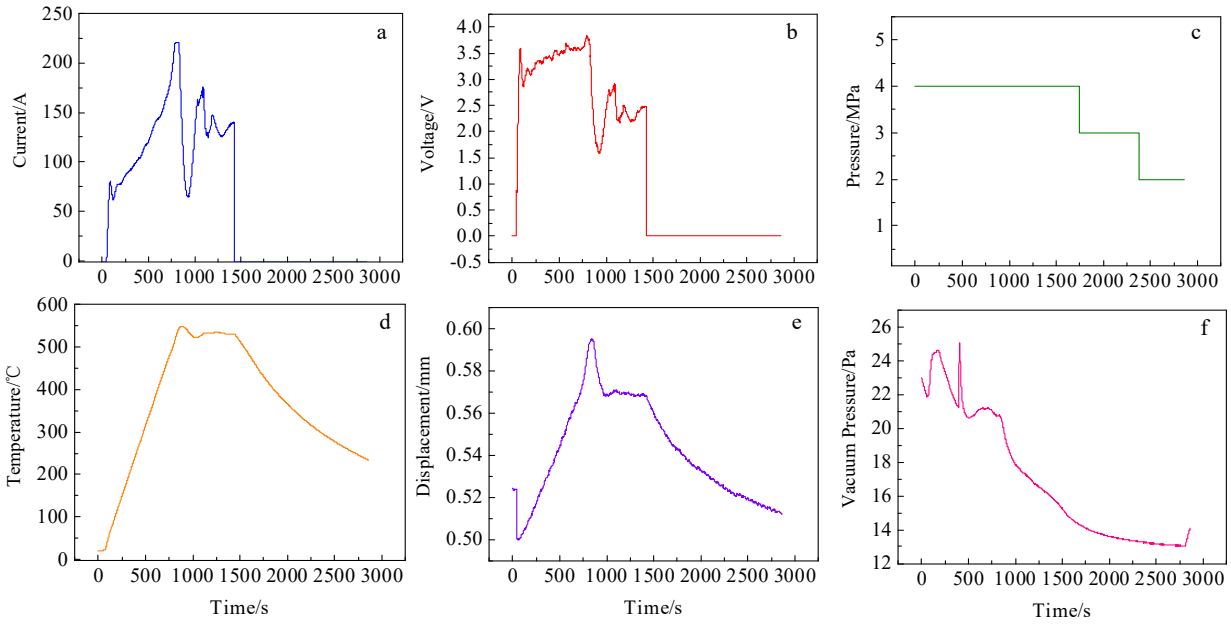

图 2　5A06 铝合金 SPS 焊接工艺曲线

Fig.2　SPS brazing parameter curves for 5A06 aluminum alloy: (a) current, (b) voltage, (c) pressure, (d) temperature, (e) displacement, and (f) vacuum pressure

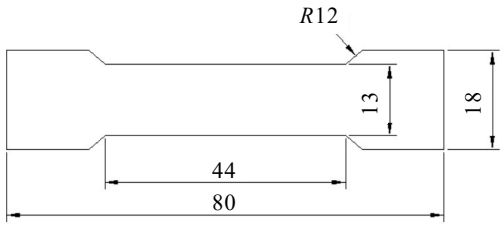

图 3　拉伸试样尺寸

Fig.3　Dimension of tensile test specimen

采用能谱仪(EDS)分析微区成分，确定物相。采用 Wilson VH3100 型自动硬度计从界面开始沿轴向每隔 50 μm 测试显微硬度，加载载荷 200 g，保压 20 s。

2　结果及分析

2.1　焊后变形

表 2 为试样焊前高度和焊后高度。可以看出，随着焊接温度升高，5A06 铝合金的形变量随之增大，但即便焊接温度为 530 ℃时，焊接变形率仍低于 0.02%。

2.2　显微组织

图 4~图 6 为 3 种焊接温度下获得的接头微区背散射电子(BSE)像及 EDS 元素面扫描。可以看出，焊接温度为 510 ℃时，界面存在较多的未焊合孔洞，

表 2　试样焊前、焊后高度以及形变量

Table 2　Pre-brazing height, as-brazed height and deformation rate of the samples

Sample	Pre-brazing height/mm	As-brazed height/mm	Deformation rate/%	Average deformation rate/%
510 ℃-1	80.153	80.163	0.012	
510 ℃-2	79.944	79.954	0.015	0.014
510 ℃-3	80.042	80.054	0.015	
520 ℃-1	79.868	79.882	0.017	
520 ℃-2	80.093	80.107	0.018	0.017
520 ℃-3	80.005	80.186	0.017	
530 ℃-1	80.204	80.219	0.019	
530 ℃-2	80.120	80.134	0.017	0.019
530 ℃-3	79.926	79.942	0.020	

除了与局部位置氧化有关外，主要由于钎料熔化过热度不足导致其润湿、铺展及扩散不足。其他焊接温度下界面处未观察到明显的气孔、裂纹等缺陷。当焊接温度提高后，界面整体上结合良好，形成连续的过渡层。按照元素分布和相结构，钎焊接头分为钎缝、元素扩散区和母材。其中，钎缝富含 Ni 和 Cu 元素，而钎料中的 Si 元素向母材扩散，与 Mg 元素大量聚集在钎缝与母材的结合界面处，形成元素扩散区。

此外，对比图 4、图 5 和图 6 可以发现，焊接温度对元素互扩散有着显著的影响。当焊接温度为 510 ℃时，钎缝较宽，可以观察到较为平直的界面线；钎料中的白色相分布较连续，局部位置存在 Cu

和 Ni 元素富集；在钎缝的近外侧，有少量的 Si 和 Mg 的富集，而在钎缝的远外侧元素扩散区，存在大量 Mg 和 Si 的富集。焊接温度提升到 520 ℃后，钎缝外侧的界面线不再明显，钎缝中的白色相分布趋于分散。进一步提升焊接温度至 530 ℃后，可以观察到钎缝变窄，连接界面变模糊，部分母材晶粒可能穿越界面生长，连接质量一致性变好；钎缝中的白色相含量大幅度减少，尽管钎料组成中 Ni 元素含量较 Cu 低，但中间层中的 Ni 元素在 Al 中扩散系数较低，固溶度极小，且在加热时，富 Cu 处较早熔化，因此，Cu 的扩散和流溢更加明显，相应地，钎缝中几乎探测不到 Cu 元素，而钎缝中的 Ni 含量相对更高；Mg、Si 的互扩散区变得更宽，说明原子热扩散增强，加剧了钎料和母材之间的冶金反应。

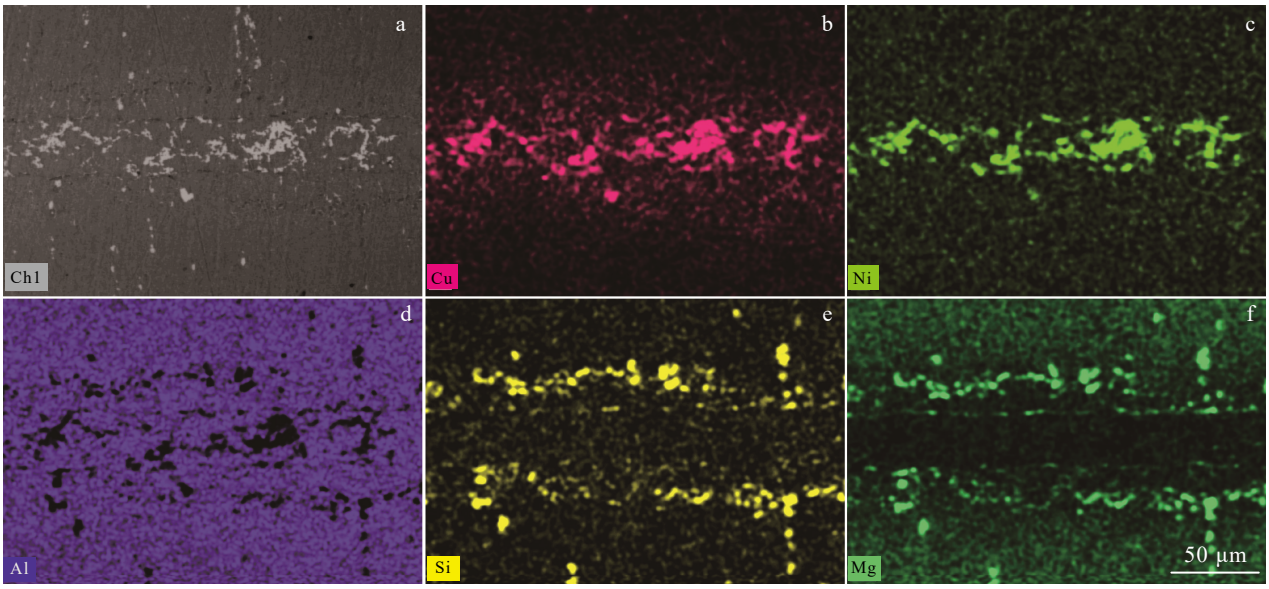

图 4　焊接温度 510 ℃时接头界面的 BSE 像及 EDS 元素面扫描

Fig.4　BSE images (a) and EDS element mappings of Cu (b), Ni (c), Al (d), Si (e), and Mg (f) of the joint interface obtained at 510 ℃

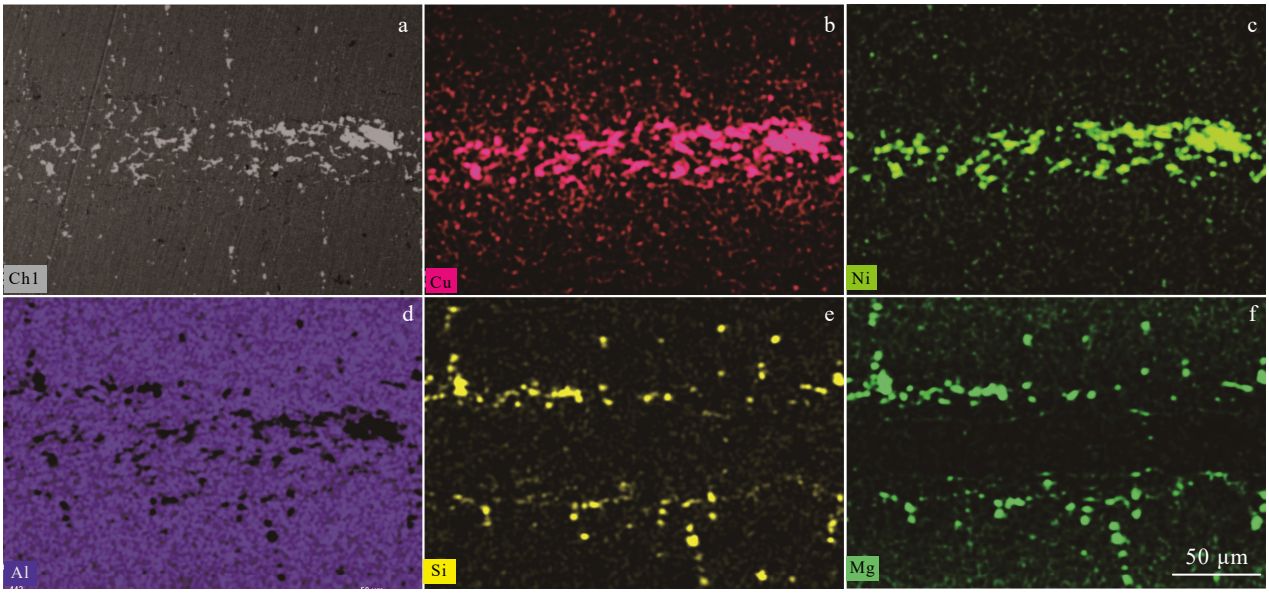

图 5　焊接温度 520 ℃时接头界面的 BSE 像及 EDS 元素面扫描

Fig.5　BSE images (a) and EDS element mappings of Cu (b), Ni (c), Al (d), Si (e), and Mg (f) of the joint interface obtained at 520 ℃

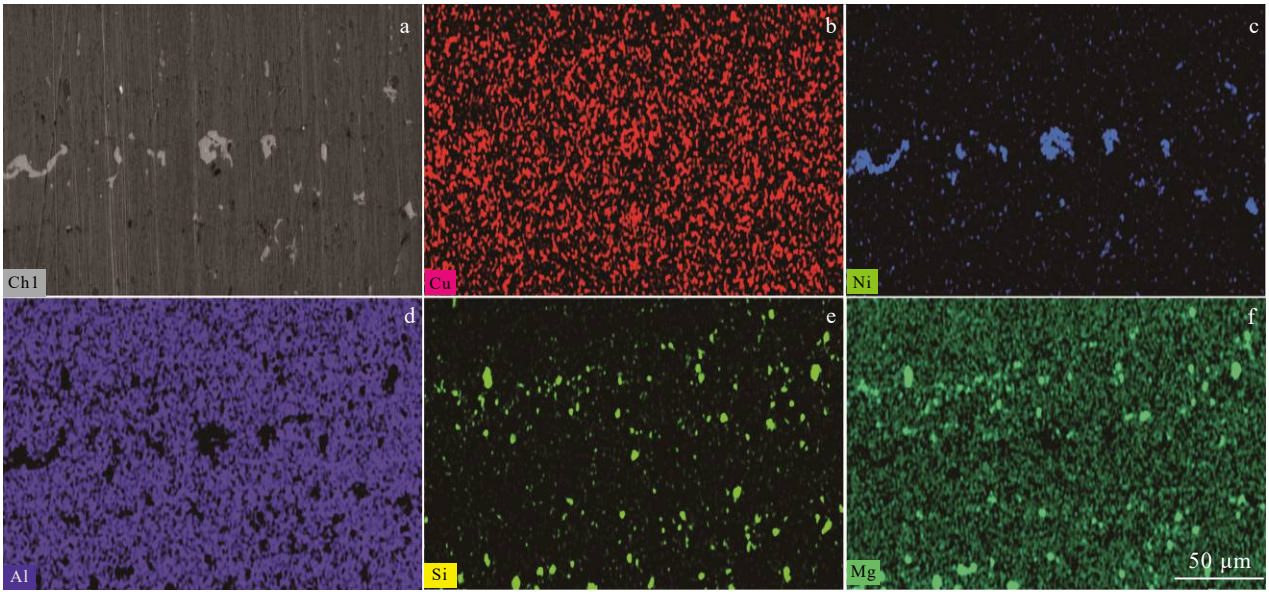

图 6　焊接温度 530 ℃时接头界面的 BSE 像及 EDS 元素面扫描

Fig.6　BSE images (a) and EDS element mappings of Cu (b), Ni (c), Al (d), Si (e), and Mg (f)　of the joint interface obtained at 530　℃

对焊接温度 510 ℃下钎焊接头微区作进一步成分分析，结果见图 7 和表 3。初步判断，钎缝中颜色较深基体为 α-Al 相，分布于基体上的大量白色团聚状物可能为 Al_2Cu、$AlCu_3$、AlNi 和 Al_3Ni_2 的混合相。由于 Ni 元素与 Cu 良好互溶，因此，钎料中 Ni 的引入可补偿 AlCu 化合物的脆性[4]。由于金属表面原子的排列不规则，原子扩散激活能较低，且界面接触电阻、微观塑性变形、液相通道的共同作用，导致钎料中的溶质元素扩散尤其迅速。钎料与母材结合界面处形成的多边形、球状或条状黑色相可能为 Mg_2Si 以及 Si 相。在钎焊加热过程中，一旦钎料开始熔化，Si 会快速从钎料向母材扩散。

此外，根据热力学理论，Mg 和 Si 的化学亲和性更好，因此，母材中的 Mg 相比 Mn、Fe 等元素更容易向母材表面偏聚，促进钎料和母材之间的界面冶金反应。钎焊接头中检测到 O 元素，相比母材增多。由于 Mg 元素具有较高的化学活性，富集在铝合金表面的 Mg 会导致铝合金吸氧率提升，使得接头界面处观察到 Mg 和 O 的富集。界面处氧化膜会阻碍扩散的进行，界面焊合较差的区域氧含量高于高焊合区域，这也是局部区域未焊合的主要原因。

概言之，5A06/Al-Cu-Si-Ni/5A06 钎焊接头形成过程如下：随着焊接温度升高，在焊接压力的作用下，母材和钎料物理接触逐渐紧密；当钎料熔化后在母材表面铺展，元素在母材和钎缝之间以及钎缝内发生快速互扩散，由界面反应形成 Mg_2Si 相，大多数平行于界面区域分布，形成一层很薄的扩散层，界面区域孔洞逐渐弥合；钎料凝固后 Al_2Cu 相和细 Si 晶粒在钎料晶界处分布。因加热时间较短，母材晶粒状态基本不发生变化，沿着轧制方向弥散分布着一定数量的长条状白色第二相 $Al_6(FeMn)$，另外还有一些尺寸较小的黑色 Mg_2Si 和 Al_8Mg_5 相弥散分布。

2.3　显微硬度与抗拉强度

焊接接头强度一方面取决于界面结合程度，另一方面反映了细窄的高强中间层对接头的强化作用。由图 8 可以看出：不同焊接温度下获得的接头钎缝中心显微硬度明显高于两侧母材，当焊接温度较低时，钎缝中降熔元素扩散速率慢，富集分布于晶界位置，等

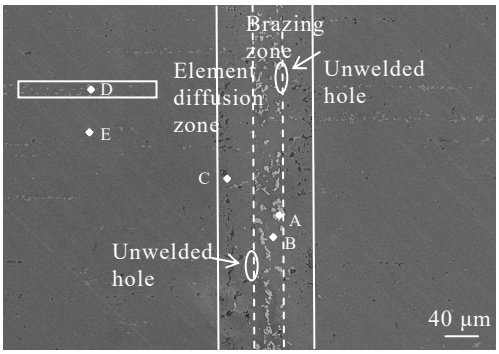

图 7　焊接温度为 510 ℃的钎焊接头 SEM 形貌及 EDS 分析位置

Fig.7　SEM morphology and EDS analysis points of the joint interface obtained at temperature of 510 ℃

表 3　图 7 中不同位置点的 EDS 分析结果

Table 3　EDS analysis results of different points in Fig.7

Point	Possible phases	Element content/at%						
		Al	Cu	Si	Ni	Mg	Mn	O
A	Al_2Cu, $AlCu_3$, AlNi and Al_3Ni_2 mixed phase	49.95	26.58	0.12	20.43	0.99	0.08	1.57
B	α-Al	92.89	4.05	0	0.15	1.72	0.03	1.08
C	Mg_2Si, Si	4.23	0	36.25	-	57.91	-	1.61
D	$Al_6(FeMn)$	84.08	0.23	0	-	1.52	13.62	0
E	Al_8Mg_5	90.44	0.32	0	-	5.50	2.27	1.30

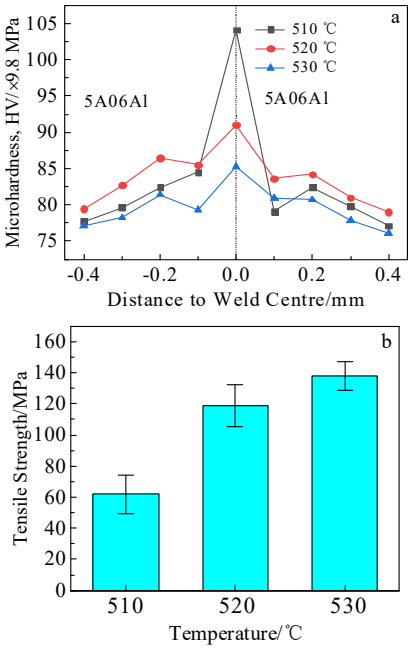

图 8　不同焊接温度接头的显微硬度分布以及抗拉强度

Fig.8　Microhardness distribution (a) and tensile strength (b) of joints at different brazing temperatures

温凝固结束时大颗粒白色化合物相增多，使钎缝处显微硬度较高；随着焊接温度升高，钎缝中心成分较为均匀，显微硬度呈降低趋势，530 ℃时钎缝中心的显微硬度最低，但界面外侧由于产生细小弥散的 Mg_2Si 和 Si 相，导致扩散区域硬度升高。此外，焊后母材发生一定的软化，显微硬度降低，整体上，高温焊接接头各区域硬度变化较平缓。接头的抗拉强度随焊接温度升高而升高，焊接温度为 530 ℃得到的接头脆性相减少，微观裂纹源得到抑制，元素扩散更充分，抗拉强度最大值为 152 MPa，但其相比 520 ℃来说提升幅度减小。在试验条件下采用 SPS 钎焊连接 5A06 铝合金的最佳焊接温度为 530 ℃。

5A06 铝合金常规真空钎焊时[4]，在焊接温度 540~550 ℃，保温 5、15 和 30 min 条件下，随着真空钎焊温度升高和保温时间延长，接头强度逐渐上升，最大抗拉剪强度为 74 MPa。同样采用 Al-Cu-Si-Ni 作为中间层扩散焊获得的接头，焊缝中心最高硬度不到 833 MPa，低于 SPS 焊接接头的最低硬度[1]。很明显，SPS 钎缝更窄，界面显微硬度更高，在电场、塑性变形以及脉冲放电综合驱动下，元素扩散更加充分，接头力学性能更优异。综合比较焊接变形和微观连接质量，SPS 钎焊具有综合优势。

2.4　拉伸断口形貌及成分

为了分析不同焊接温度对接头拉伸力学性能的影响，对拉伸断口形貌和元素分布进行观察和分析，如图 9~图 11。当焊接温度为 510 ℃时，断口较为平坦，整体连接效果较差，可以看到只有焊合较好的区域有韧窝，其他大部分区域呈现出解理河流形貌，其中局部区域形成脆性相，塑性较差，在拉伸过程中诱导微裂纹产生，对应位置的河流花样更明显。当焊接温度为 530 ℃时，断口凹凸不平，呈现韧性断裂特

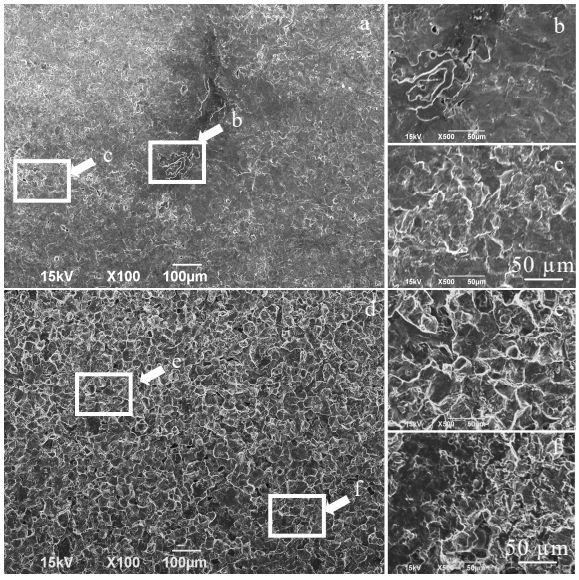

图 9　焊接温度为 510 和 530 ℃的接头拉伸断口形貌

Fig.9　Fracture morphologies of joint at brazing temperature of 510 ℃ (a-c) and 530 ℃ (d-f)

征，分布有均匀细密的韧窝。由于 SPS 焊接时间短，且施加较大的焊接压力，因此，钎缝内晶粒不易长大，对应的断口韧窝细小且均匀。从图 10 和图 11 的断口及 EDS 元素面扫描以及表 4 中的 EDS 分析结果看出，随着温度升高，断口上的 Mg、Si、Mn 含量越高，说明母材和中间层互扩散程度提高。

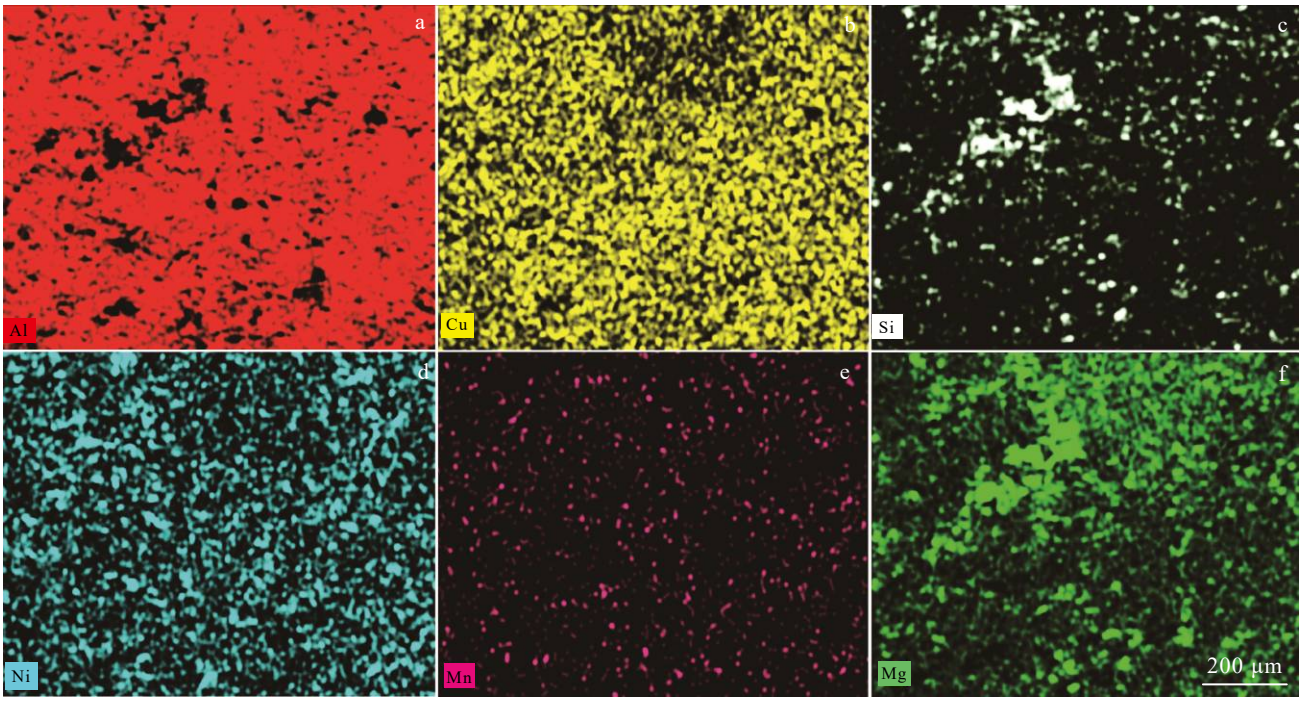

图 10　焊接温度为 510 ℃时接头拉伸断口的 EDS 元素面扫描

Fig.10　EDS element mappings of Al (a), Cu (b), Si (c), Ni (d), Mn (e), and Mg (f) of fracture surface of joint brazed at 510 ℃

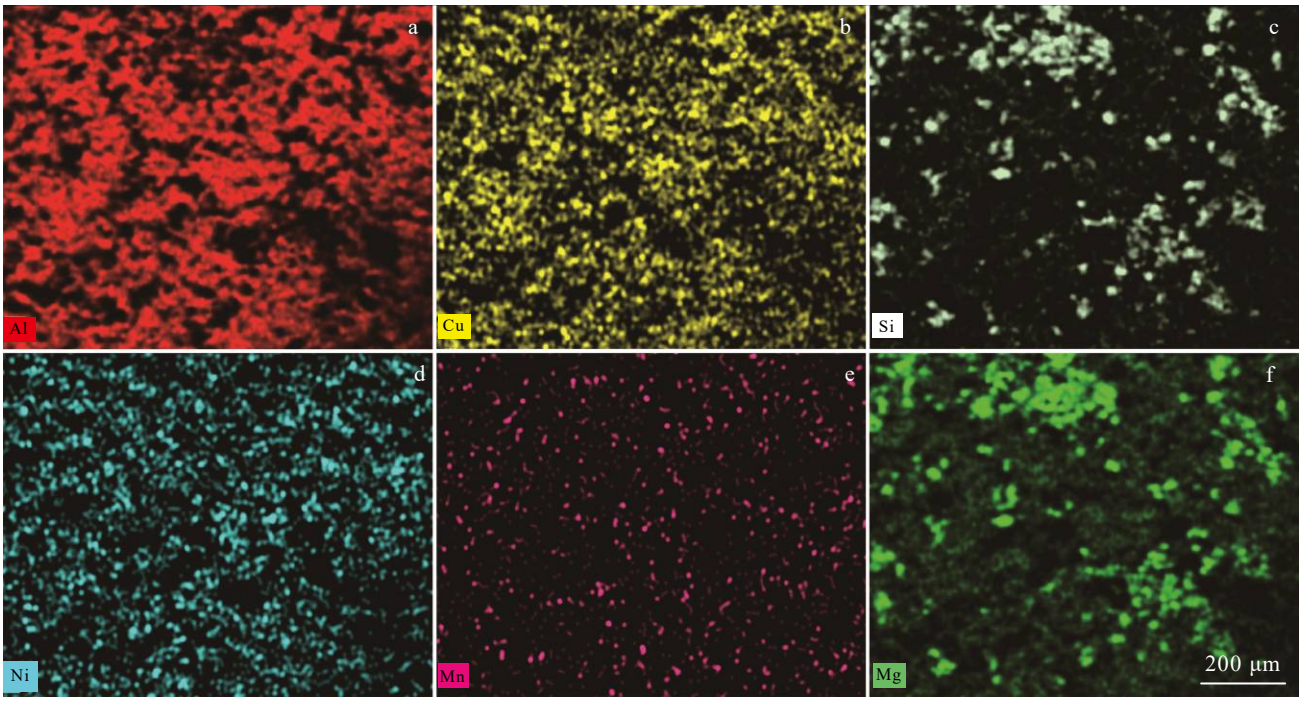

图 11　焊接温度为 530 ℃时接头拉伸断口的 EDS 元素面扫描

Fig.11　EDS element mappings of Al (a), Cu (b), Si (c), Ni (d), Mn (e), and Mg (f) of fracture surface of joint brazed at 530 ℃

表 4　不同焊接温度的接头拉伸断口的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of fracture surface of joints brazed at different temperatures

Brazing temperature/℃	Element content/at%					
	Al	Cu	Mn	Ni	Mg	Si
510	85.79	2.21	2.03	0.63	6.39	2.95
520	79.37	4.13	-	1.06	9.97	5.47
530	71.19	2.85	4.22	0.9	14.08	6.76

3 结　论

1）采用 Al-Cu-Si-Ni 钎料，得到 5A06 铝合金 SPS 钎焊接头，钎缝主要为 α-Al 以及 AlCu 化合物，元素扩散区和界面处主要为 Mg_2Si 以及 Si 相，钎缝及其与母材界面结合区显微硬度相比母材较高，母材组织几乎不发生变化，显微硬度与焊前一致。

2）随着钎焊温度升高，钎缝变窄，化合物相减少，界面焊合率提高，Mg 和 Si 元素扩散区变宽，接头抗拉强度提升。当钎焊温度为 530 ℃，保温时间为 10 min，焊接压力为 4 MPa 时，钎料和母材中的元素得到了更加均匀充分的扩散，接头抗拉强度最高为 152 MPa，断口呈现韧性断裂，可以观察到大量细小均匀的韧窝。

参考文献　References

[1] Li Zhenhao(李振豪), Zhao Pifeng(赵丕峰), Miao Xin(苗鑫) *et al*. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2022, 46(3): 45

[2] Li Xiupeng(李秀朋), Long Weimin(龙伟民), Pei Yinyin(裴夤崟) *et al*. *Welding & Joining*(焊接)[J], 2013(4): 58

[3] Li Juan(李 娟), Wang Kehong(王克鸿), Zhang Deku(张德库) *et al*. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(19): 183

[4] Yuan Linlin(元琳琳), Tang Chao(唐超), Huang Xiaomeng(黄晓猛) *et al*. *Welding & Joining*(焊接)[J], 2018(6): 33

[5] Tsao L C, Weng W P, Cheng M D *et al*. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2002, 11: 360

[6] Chang S Y, Tsao L C, Li T Y *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 488(1): 174

[7] Luo W, Wang L T, Wang Q M *et al*. *Materials & Design*[J], 2014, 63: 263

[8] Jacobson D M, Humpston G, Sangha S P S. *Welding Journal*[J], 1996, 75(8): 243

[9] Pei C, Wu X, Zhang G Q *et al*. *Welding in the World*[J], 2020, 64: 1933

[10] Zhang G W, Bao Y F, Jiang Y F *et al*. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2011, 20(8): 1451

[11] Chang S Y, Tsao L C, Lei Y H *et al*. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2012, 212(1): 8

[12] Han Cuiliu(韩翠柳), Shen Xuefeng(沈学峰), Wang Yan(王 衍) *et al*. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2019, 62(22): 43

[13] Wang C Y, Li X F, Zhong Z H *et al*. *Journal of Adhesion Science and Technology*[J], 2020, 34(24): 2638

[14] Wang B, Jiang S S, Zhang K F. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2013, 65: 1779

[15] Naveen Kumar N, Janaki Ram G D, Bhattacharya S S *et al*. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 68: 289

[16] Yang Z, Hu K, Hu D W *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 764: 582

[17] Chen C, Qian S F, Liu R *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 780: 116

[18] Li H X, Wang Z Q, Zhong Z H *et al*. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 738: 354

[19] Munir Z A, Anselmi-Tamburini U, Ohyanagi M. *Journal of Materials Science*[J], 2006, 41: 763

[20] Chikui N, Furuhata H, Ymaguchi N *et al*. *Journal of the Japan Institute of Metals*[J], 2004, 68: 515

[21] Wang X, Casolco S R, Xu G *et al*. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(10): 3611

[22] Rathel J, Herrmann M, Beckert W. *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2009, 29(8): 1419

[23] Matsui M, Kondou K, Wada K *et al*. *Welding International*[J], 2011, 25(3): 159

[24] Kondou K, Matsumoto N, Wada K *et al*. *Welding International*[J], 2009, 23(11): 810

[25] Xie G Q, Ohashi O, Wada K *et al*. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 428: 12

Effect of Brazing Temperature on Microstructure and Properties of Spark Plasma Brazed Joint of 5A06 Aluminum Alloy

Song Kuijing[1], Ji Yukai[1], Wei Yong[1], Ding Ziheng[1], Zhang Mingyu[1], Liu Xinquan[1], Zhong Zhihong[1], Fang Kun[2]

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

(2. The 38th Research Institute of China Electronics Technology Corporation, Hefei 230088, China)

Abstract: 5A06 aluminum alloys are widely used in the precision manufacturing parts such as liquid-cooling and waveguide components, because of their high strength, excellent corrosion resistance, as well as good thermal conductivity and machinability. In this paper, spark plasma brazing by using Al-Cu-Si-Ni solder foil was performed to realize the joining of 5A06 aluminum alloy. The influence of brazing temperature on microstructure and mechanical properties of brazed 5A06 alloy joints was investigated. The results show that at the brazing temperature of 510-530 ºC, pressure of 4 MPa and holding time of 10 min, the tensile strength of brazed joint increase with the temperature increasing. The maximum tensile strength is 152 MPa, wherein ductile fracture morphology mainly composed of fine and homogeneous dimples is obtained at 530 ºC. With the combined effect of low melting point solder, welding pressure, pulse electric field and short holding time, the brazing zone is thinner, while matrix grains are finer and brittle phases are distributed uniformly. Meanwhile, the interfacial atomic diffusion and reaction are enhanced, leading the strengthened microscopic metallurgical bonding by fine Mg_2Si and Si particles.

Key words: 5A06 aluminum alloy; spark plasma brazing; brazing temperature; microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Song Kuijing, Associate Researcher, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, E-mail: songkuijing@hfut.edu.cn