引用格式：吴永泰，杜成超，任旭东.AFSD高强铝合金析出强化的研究现状及发展趋势[J].材料工程，2025，53(12)：109-121.
WU Yongtai，DU Chengchao，REN Xudong.Research status and development trend of precipitation strengthening in AFSD high-strength aluminum alloy[J].Journal of Materials Engineering，2025，53(12)：109-121.

AFSD高强铝合金析出强化的研究现状及发展趋势

Research status and development trend of precipitation strengthening in AFSD high-strength aluminum alloy

吴永泰[1]，杜成超[1*]，任旭东[2*]
（1 江苏大学 材料科学与工程学院，江苏 镇江 212013；
2 江苏大学 机械工程学院，江苏 镇江 212013）
WU Yongtai[1]，DU Chengchao[1*]，REN Xudong[2*]
（1 School of Materials Science and Engineering，Jiangsu University，Zhenjiang 212013，Jiangsu，China；2 School of Mechanical Engineering，Jiangsu University，Zhenjiang 212013，Jiangsu，China）

摘要：增材搅拌摩擦沉积(additive friction stir deposition，AFSD)具有沉积温度低、增材质量好、制造效率高等特点，在航空航天制造领域具有广阔的应用前景。本文详细介绍了AFSD技术，深入剖析了AFSD对三类析出强化型铝合金组织和性能的影响规律及机理，并指出了制约高强铝合金构件AFSD制造的关键问题。AFSD在固相下进行沉积，克服了基于激光和电弧沉积的气孔和热裂纹缺陷。然而，在AFSD过程中，由于沉积金属的冷却速度较慢，敏感温度区间的停留时间较长，在增材时后续沉积层对前一层，甚至前几层均有热作用。因此，沉积样品中部与底部的晶内强化相粗大，使得沉积层中下部的强度急剧下降。沉积层顶部不受二次或多次热循环的影响，析出相分布均匀，力学性能较好，但仍低于基体材料。时效处理可使AFSD过程固溶的部分元素再次析出，性能轻微提升，但始终无法达到固溶＋时效(T6)的水平。虽然沉积态经过T6处理后可再次形成均匀细小的强化相，使其强度重新达到峰值，但在固溶的同时，沉积材料将发生晶粒的异常长大(abnormal grain growth，AGG)问题，因此，通常不建议对AFSD沉积金属进行固溶处理。为了实现高强度析出强化铝合金构件的AFSD制造，未来还需要在合金化设计、复合强化、工艺创新等方面开展进一步的研究工作。

关键词：固相增材制造；铝合金；搅拌摩擦增材；增材搅拌摩擦沉积；析出相
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2023.000631 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2023.000631
中图分类号：TG146.2+1 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2025)12-0109-13

Abstract：Additive friction stir deposition (AFSD) is a technology with several advantages for aerospace manufacturing. It is particularly valuable because it can deposit materials at low temperatures while retaining high quality and efficiency. This article introduces the operations of AFSD in detail and investigates its effect on three types of precipitation-reinforced aluminum alloys. Key challenges hindering the production of high-strength aluminum alloy components through AFSD are highlighted. AFSD utilizes solid-phase deposition to avoid problems like porosity and thermal cracking that can occur with other types of deposition, such as laser and arc depositions. However, the slow cooling of the deposited metal and the long residence time in the sensitive temperature range can cause issues. Subsequent layers exert a thermal effect on the previous layers during the AFSD process. This can lead to coarsening of the precipitates in the middle and lower regions, resulting in decreased strength in these areas. The top layer remains unaffected, but has poorer mechanical properties compared to the base material. To improve performance, aging treatment can be used to cause reprecipitation of some elements dissolved during AFSD, but it does not reach the values achieved by solid solution and aging (T6) treatment. T6 treatment after AFSD can renew

uniformly distributed fine-strengthening precipitates, but it triggers abnormal grain growth (AGG) in the deposited material. Therefore, it is generally not recommended to subject solution treatment to metals deposited with AFSD. Further research should focus on alloy design, composite reinforcement and innovative techniques, which are essential to obtain high-strength precipitation-reinforced aluminum alloy components through AFSD.

Key words: solid-state additive manufacturing; aluminium alloy; friction stir additive; AFSD; precipitated phase

高强铝合金的强度高、密度小、断裂韧性高、耐腐蚀性能好,在大型飞机、新一代运载火箭、宇航飞行器的结构零件制造中广泛应用[1],随着航空制造技术的迅猛发展,高端装备对铝合金构件的使役性能和制备工艺提出了越来越高的要求。以铸造-变形加工-切削-热处理为代表的传统制造方法,已经难以满足铝合金构件大型、快速、柔性的制造需求,且容易形成废气、废水、废渣、噪声等污染,为响应国家绿色低碳循环发展号召,亟需发展高效绿色的新型制造方法[2]。

增材制造(additive manufacturing, AM)是一种新兴的快速成型技术[3],结合三维CAD软件,将零件逐层切片,规划打印路径,然后使用基于激光或电弧沉积逐层制造构件。增材制造往往需要保护气氛,其制造精度较高,且摆脱了铸造模具的束缚,优势显著。但铝合金构件增材制造的难度却很大,铝合金的化学性质活泼,对激光的反射强烈,对环境敏感,同时半固态区间较宽,其激光/电弧增材制造构件,易形成气孔、裂纹等缺陷[4],疲劳性能较锻件差距巨大,这阻碍了增材制造技术在高强Al-Cu、Al-Zn-Mg-Cu合金构件制造中的应用,迄今为止,增材制造最常用的铝合金仍为半固态区间较窄的Al-Si系合金[5]。搅拌摩擦增材制造技术(friction stir additive manufacturing, FSAM)是一种以搅拌摩擦搭接焊为基本原理[6],通过将薄板逐层连接起来以制造增强构件的增材制造技术,靠搅拌头连接的区域较小,材料利用率较低。为了解决这一问题,增材搅拌摩擦沉积(additive friction stir deposition, AFSD)技术应运而生。AFSD使用固体棒材或粉末来进行大型部件快速沉积增材制造[7],通过结合三维数控机床规划路径可完成大构件的复杂沉积增材,所需工艺设备及工作环境简单,相较激光/电弧增材铝合金不易产生气孔、裂纹、元素偏聚烧损等缺陷,且沉积效率较高。可见AFSD的技术优势可以完美规避Al-Cu、Al-Zn-Mg-Cu系铝合金激光/电弧增材制造中的工艺问题,具有巨大的应用潜力。

以Al-Mg-Si、Al-Cu、Al-Zn-Mg-Cu系为代表的可热处理铝合金具有较高的强度,在汽车、高铁、航空、航天等领域有着广泛应用[8],对于可热处理高强铝合金的AFSD制造一直是学者们的关注重点。AFSD技术不仅有助于这类铝合金的大型构件快速成型,还可以应用在铝基复合材料的制备和增材、功能梯度材料的制备[9]。然而,AFSD制造Al-Mg-Si、Al-Cu、Al-Zn-Mg-Cu系合金的性能却普遍低于传统的变形+热处理态,这给AFSD技术在相关领域的应用造成巨大阻碍。因此,本文深入总结AFSD技术对高强铝合金组织和力学性能的影响规律,揭示AFSD技术对该类铝合金组织和性能的影响机理,并提出优化措施,对于实现Al-Mg-Si、Al-Cu、Al-Zn-Mg-Cu系合金大型构件的制造具有重要的理论价值和实践意义。

1 AFSD制造原理及技术

AFSD是2018年来由美国航空公司Aeroprobe Corporation的子公司MELD制造公司研发、获取专利形成商业化的一种新型的固相增材制造技术[7,10],该技术结合了搅拌摩擦焊接(friction stir welding, FSW)和搅拌摩擦加工(friction stir processing, FSP)的原理[11],制造的大型构件成型性能良好,可直接使用浇铸材料进行增材沉积,得到组织均匀且致密的沉积零件。AFSD由1个空心的旋转轴肩组成[10-11],如图1(a)所示,AFSD制造可分为5个阶段[12]:(1)送入原材料:将待沉积的原材料(粉末碎屑或实心的固体棒材)送入空心轴中,并随空心轴旋转;(2)接触基体并软化:在压力顶杆的推动下,原材料接触基体,并在快速旋转产生的摩擦热和剪切力作用下塑性软化;(3)填充与冶金结合:在轴肩与基体的间隙中实现填充,轴肩旋转铺展和挤压作用下与软化的基体(或已沉积层)形成冶金结合;(4)控制沉积厚度和飞边:通过控制顶杆压力大小和轴肩与沉积层的高度来控制沉积的厚度和飞边的产生,在基体或轴肩的二维空间移动下形成稳定的增材沉积层;(5)制备后续沉积层:调整轴肩与沉积层高度制备后续沉积层,最终制造层层叠加的三维零件。

AFSD是1种固相增材技术,增材温度为原材料

熔化温度的50%～90%[13]，对铝合金而言，搅拌中心区域温度约440 ℃～600 ℃[[14]，可使用铸态棒材或碎屑挤压成形棒材。与FSW相似，AFSD可以避免产生气孔、裂纹、偏析等冶金缺陷。而基于激光或电弧的沉积过程加热快，冷却也快，极容易形成柱状晶和气孔裂纹缺陷，也会引起低熔点元素在晶界处的偏聚以及低沸点元素烧损[4]。此外，送粉和铺粉的沉积方式需制备成分、形貌、粒径分布合适的粉末，制备周期长，成本高，且铝合金粉末的比表面积大，极易形成氧化膜，不利于润湿铺展成型，因此大多数粉末增材需要在保护气氛中进行，成本高且成型速度慢。送丝的增材方式则需制备直径适中的丝材[5]，合金从棒料到丝材的制造成本较高，且送丝法的热输入大，工艺缺陷较多。而AFSD的原材料为棒材，加工制造成本低，沉积效率高，不需要保护气氛，可在露天环境和水下环境作业，AFSD不局限于增材制造，还可应用于涂层制备、局部修复、连接和复合材料制备等领域，可以消除孔洞、损伤、裂纹、磨损等。此外，设计AFSD轴肩上的“凸起”[15]（如图1(b)所示）还能有效增加增材层与基体之间的冶金结合。

AFSD过程中的大塑性变形，不但可以细化晶粒，还可以促进变形铝合金中沉淀相弥散分布，提升强化效果，在这种双重作用下，韧性可得到极大提高[15]。目前AFSD技术已经在铝[13,15]、镁[16-18]、钛[7,19-20]、钢[21-22]、高熵合金[23]以及镍基合金[11]增材上得到一定应用，部分应用如图1(c)～(h)所示。其中由于铝合金、镁合金的增材温度相对较低，增材成型效果较好，研究最为集中，如图1(i)～(l)所示，铝合金加工原料为粗大的柱状晶，经AFSD后晶粒变为等轴细晶，且AFSD利于减少铸造缺陷。

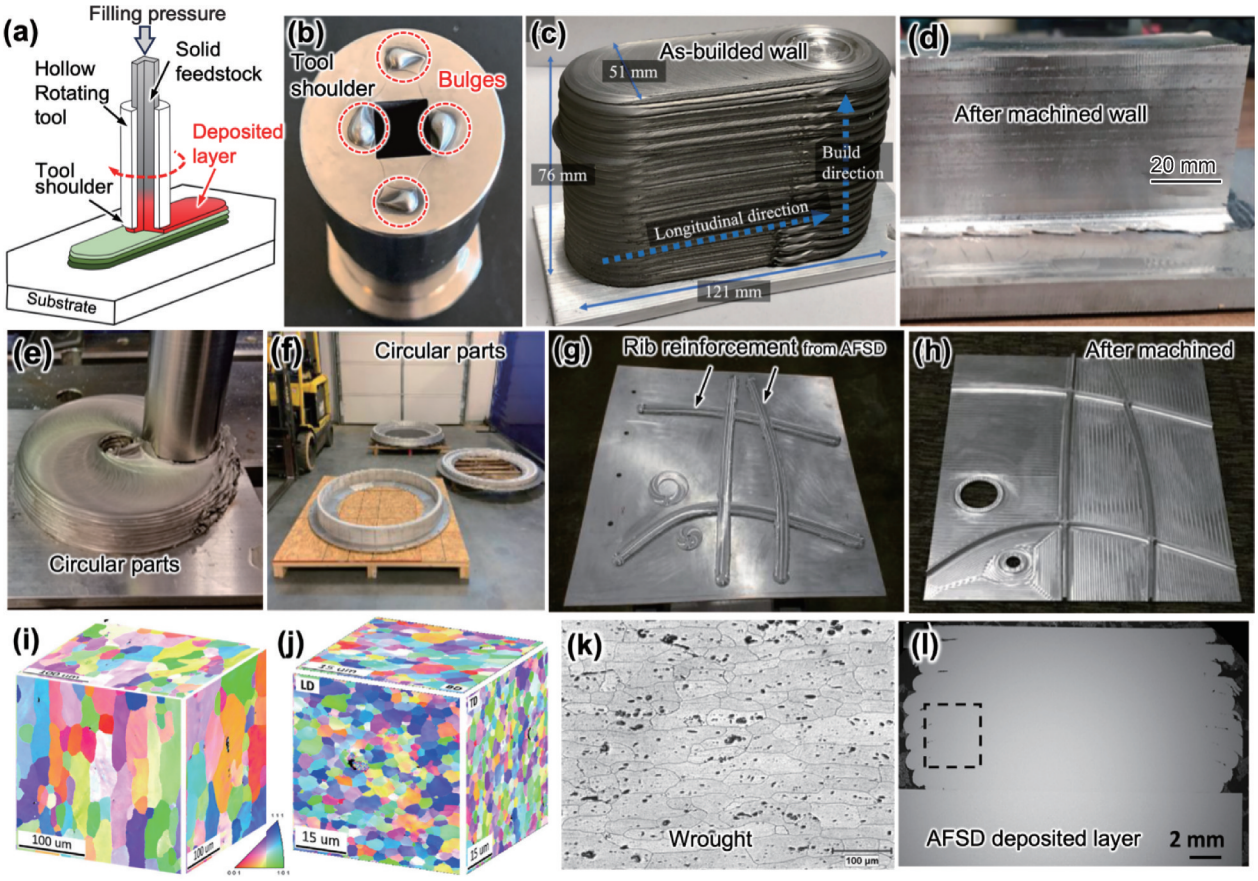


图1　AFSD技术及其制造的零件应用[10,15-16,23]

(a)棒料式AFSD技术；(b)工具轴肩的“凸起”(c)铝合金沉积层；(d)钛合金沉积层；(e)铝合金沉积台；(f)铝合金连接环；(g)沉积薄板加强筋；(h)机械加工后加强筋；(i)2系原料EBSD；(j)经AFSD后2系EBSD形貌；(k)锻造的原料；(l)AFSD截面形貌

Fig.1　Applications of AFSD technology and parts manufactured using it[10,15-16,23]

(a)rod-type AFSD technology; (b)bulge of tool shoulder; (c)aluminum alloy deposition layer; (d)titanium alloy deposition layer; (e)aluminum alloy deposition table; (f)aluminum connecting rings; (g)deposition of sheet stiffeners; (h)stiffeners after machined; (i)2-series raw material EBSD; (j)2-series EBSD morphology after AFSD; (k)wrought of raw materials; (l)AFSD cross-sectional morphology

2 AFSD技术对Al-Mg-Si系合金强化行为的影响

2.1 Al-Mg-Si系合金的强化机理

固溶+时效是提高Al-Mg-Si系合金强度的重要方法，Al-Mg-Si合金早期时效峰值析出的强化相主要为β″相[24]，廖元飞等[25]研究了晶界和晶内析出相，总结了析出相的演变规律：SSSS(过饱和固溶体)→团簇GP区→亚稳β″相→亚稳β′相+Q′相→β相(Mg_2Si)+Q相($Al_3Cu_2Mg_9Si_7$)。“针状”β″相经固溶+时效后会再次弥散分布于基体中。随着时效时间进一步延长，在晶界处形成富Si相(Q相)的聚集长大，晶内也会出现大量的粗化析出相，并且存在晶界无析出带(rPFZ)现象。邱楚等[26]研究了不同固溶温度对弥散颗粒的析出影响，均匀化温度过高会导致残留的Mg_2Si相回溶于基体，弥散的Mg_2Si相数量减少，尺寸增大；均匀化时间延长，弥散强化相粗化，材料的力学性能下降。

2.2 ASFD技术对Al-Mg-Si系合金性能的影响规律

2019年Phillips等[27-28]首次研究了6061铝合金的AFSD工艺，揭示了工艺参数与微观结构、力学性能之间的关系，图2(a)为其增材沉积层示意图，图2(b)为原材料TEM，晶内大量“针状”β″相。在AFSD过程中部分相会回溶于基体，在沉积层中形成富Mg-Si的团簇。此外，AFSD工艺的旋转剪切效应导致晶粒尺寸从200 μm细化到约15 μm。微观结构的改变不仅依赖于工艺参数的改变，也依赖于增材历史温度，实验中两沉积路线重叠部分的硬度最低，仅约母材的30%(34HV)。由于β″相溶解回基体中，AFSD后AA6061的强度(170 MPa)均低于6061-T651铝合金原料的320 MPa。Beck等[29]的研究表明AFSD 6061铝合金强度急剧下降，下降了近47%(从母材的351 MPa降至185 MPa)，但经固溶后强度略有提升(292 MPa)，经固溶+时效后(T6)强化相β″相的再次析出，使强度恢复到371 MPa。同样Liu等[30]发现加热AA6061-T6铝合金AFSD后，其抗拉强度(150 MPa)和硬度(55HV)均低于母材(280 MPa，100HV)，其不同沉积层的UTS抗拉强度如图2(e)所示，值得注意的是顶层硬度较高，如图2(h)所示，其显微硬度随沉积高度呈梯度分布，处于峰值时效的6系铝合金沉积暴露在大于370 ℃，导致沉淀相Mg_2Si溶解，使硬度下降。由于Mg在高温和室温下的溶解度差异较小，而Si较大，沉积过程重复热循环易导致富Si颗粒相析出，降低了Si的过饱和度，因此中下层硬度远低于母材。经过T6处理后，硬度约100HV，UTS(275 MPa)与BM相当。印度学者Chaudhary等[31]研究了6061铝合金粉末搅拌摩擦沉积，发现沉积层中只有少量Mg_2Si强化相的析出，而在T4状态的基体中则有较多沉淀强化相，较高的沉积温度溶解了部分原有的强化相，后沉积层受热影响使其进一步长大。

Babaniaris等[32]研究了6063铝合金的碎屑热挤压后的AFSD工艺，可得到良好的成型效果，沉积后再人工时效其硬度整体可进一步上升，T6处理后的硬度在沉积层高度方向上均匀分布(约93HV)。通过TEM分析，仅自然时效(T4)时，如图2(c)，(f)所示，沉积层顶部和底部区域都存在粗大的氧化硅和富(Mg，Si)颗粒，但底部的数量密度更高、尺寸更大。而在人工时效(T5)后，如图2(d)，(g)所示，底层的β″相中稀少且粗大，而顶层的强化相数量比较密集。而在T6后沉积金属中则形成均匀细小的“针状”β″相。这是因为均匀细小的β″强化相一般在低于200 ℃时析出，而在整个沉积过程中，底层沉积区域长时间保持超过200 ℃，导致粗大的富(Mg，Si)颗粒形成，其强化效果较弱，由于已形成的粗大相消耗了大量合金元素且材料元素含量有限，人工时效只能将少量溶于基体的溶质原子析出。因此，T4和T5时效对比下，时效后的性能提升空间极其有限。通过电导率可进一步从侧面验证固溶原子的分布，底层的电导率较高，说明其固溶度较低，合金元素主要存在于粗大相中。而顶层只受一次高温热循环影响，大量合金元素以固溶原子存在，故其电导率相对较低。

Zhu等[33]研究了铝合金氧化层对AFSD增材沉积性能的影响，发现氧化层厚度对沉积材料力学性能的影响不大，但会导致其塑性下降，这对材料的后续应用有重要的指导意义。

2.3 AFSD技术对Al-Mg-Si系合金性能的影响机理

AFSD强烈的热-机作用使得沉积金属在增材过程中的温度达到熔点的50%～90%。这导致连续动态再结晶发生，形成均匀分布的细小等轴晶。然而，从拉伸结果来看，沉积金属的细晶组织对强度影响不大，而对于其塑韧性却有一定提升。逐层沉积使得先增材层受到多次热循环的影响，其温度达400 ℃左右[30-31]，这种温度导致Al-Mg-Si系铝合金中的“针状”β″沉淀强化相部分粗化，部分回溶于基体，整体硬度低于原料，此外，底层受到多次热循环累积作用，形成了强化效果较差的富(Mg，Si)粗大相，硬度较上层更低。最终，300 MPa级的Al-Mg-Si系合金棒材在AFSD工艺后UTS降到一半(150 MPa左右)的水平，其显微硬度几乎也下降一半(55HV)。虽然固溶+时

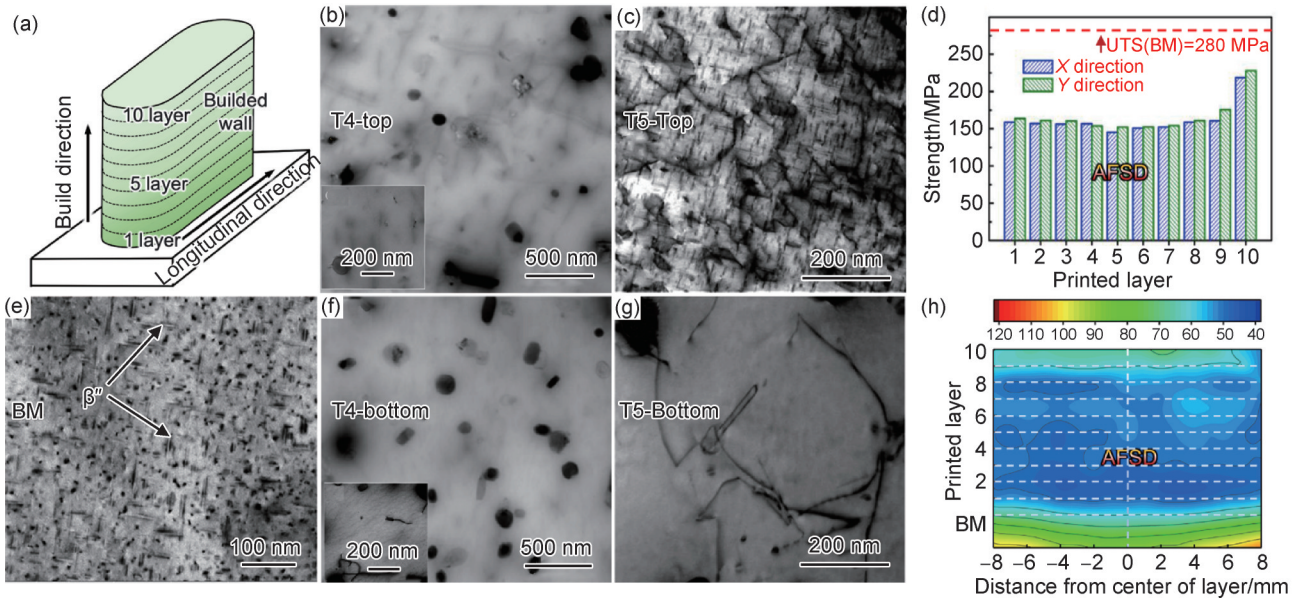


图2　Al-Mg-Si系合金[29-32]

(a)AFSD沉积层示意图;(b)母材-TEM;(c)AFSD经T4后的顶层-TEM;(d)AFSD经T5后的顶层-TEM;(e)AFSD后层高强度图;(f)AFSD经T4后的底层-TEM;(g)AFSD经T5后的底层-TEM;(h)AFSD后层高硬度图

Fig.2　Al-Mg-Si alloys[29-32]

(a)schematic diagram of AFSD deposition layer;(b)base metal-TEM;(c)top layer after T4 treatment of AFSD-TEM;(d)top layer after T5 treatment of AFSD-TEM;(e)strength map of deposited layer after AFSD;(f)bottom layer after T4 treatment of AFSD-TEM;(g)bottom layer after T5 treatment of AFSD-TEM;(h)hardness map of the deposited layer after AFSD

效工艺能恢复铝合金的强度,但高温固溶引起的AGG问题将导致韧性的损失。在沉积后直接时效过程中,由于沉积层中已形成粗大相,使固溶的(Mg,Si)元素贫乏,在难以形成足够多细小的β″相,导致强度提升有限。

3　AFSD技术对Al-Cu系合金强化行为的影响

3.1　Al-Cu系合金的强化机理

Al-Cu系合金主要包含Al-Cu-Mg和Al-Cu-Li合金,湖南大学桂奇文[34]研究了2024铝合金,其时效析出相演变规律:SSSS→团簇→GP区→S′相→S相(Al_2CuMg)。峰值时效时,其主要强化相为与基体半共格的S′相或S相,纳米析出相S和较大尺寸的T相(几十纳米到几百纳米),与其研究的Al-Cu-Mg合金[35]相比元素与2024相同而含量不同,在均匀化热处理中析出稳定相棒状颗粒T相($Al_{20}Cu_2Mn_3$),在基体中三维交错分布,在固溶和时效过程中均不发生溶解,起到高温强化作用,如图3(a)~(c)所示。上海交通大学吕可欣[36]研究了2198铝铜锂合金的析出强化相,T_1相(Al_2CuLi)和θ'相(Al_2Cu)为主要强化相,随着时效时间其尺寸和密度有着显著提升,达到峰值后,随时效时间的延长,性能有所下降。如图3(d)~(f)所示,T_1相圆盘状平衡相是第三代铝锂合金中的主要强化相,θ'相圆盘状亚稳相是重要强化相[37]。

3.2　AFSD技术对Al-Cu系合金性能的影响规律

2013年Dilip等[38]采用FSD-AM制备了AA2014铝合金,沉积层硬度较母材下降了44%(从135HV到75HV),直接时效后硬度提高到88HV,沉积层只有少量的λ′($A1_5Cu_2Mg_8Si_5$)和θ'(Al_2Cu)强化相。通过高温固溶处理后TEM发现其沉积层中的强化相部分由于过时效粗化,部分溶解于基体,硬度提升至135HV,但会导致晶粒的异常长大(AGG)。虽然文中指出通过热处理工艺参数的调整可以预防AGG的出现,但对于大型构件并不适用。南京工业大学Jiang等[39]采用80%重叠比例的FSAM技术制备了2060铝锂合金,较单道FSAM,双道的FSAM受到二次搅拌可获得更加细小的晶粒,但其硬度分布不均(90~110HV),虽然该种增材方式应用价值有限,但对于研究热-机作用对铝合金组织和性能的影响具有指导意义。

直到2018年Rivera等[40]首次逐层研究了AFSD制备2219铝合金的组织和性能,研究结果表明,AFSD 2219铝合金的硬度随沉积层高度的增加而逐渐增加,平均硬度约母材的58%(70HV),沉积层的力学性能如图3(g)所示,晶粒在AFSD下细化使伸长率

达约25%。沉积过程中的温度易导致细小的θ′强化相溶解，如图3(h)～(k)所示，但由于冷却速度慢，沉积层θ相形核并生长为较大的颗粒，强化相的长大也在Kang等[41]的FSW实验中得到验证，如图3(l)所示，通过采用固溶＋时效热处理工艺，沉积层可获得与母材相当的性能，但同样存在AGG问题。

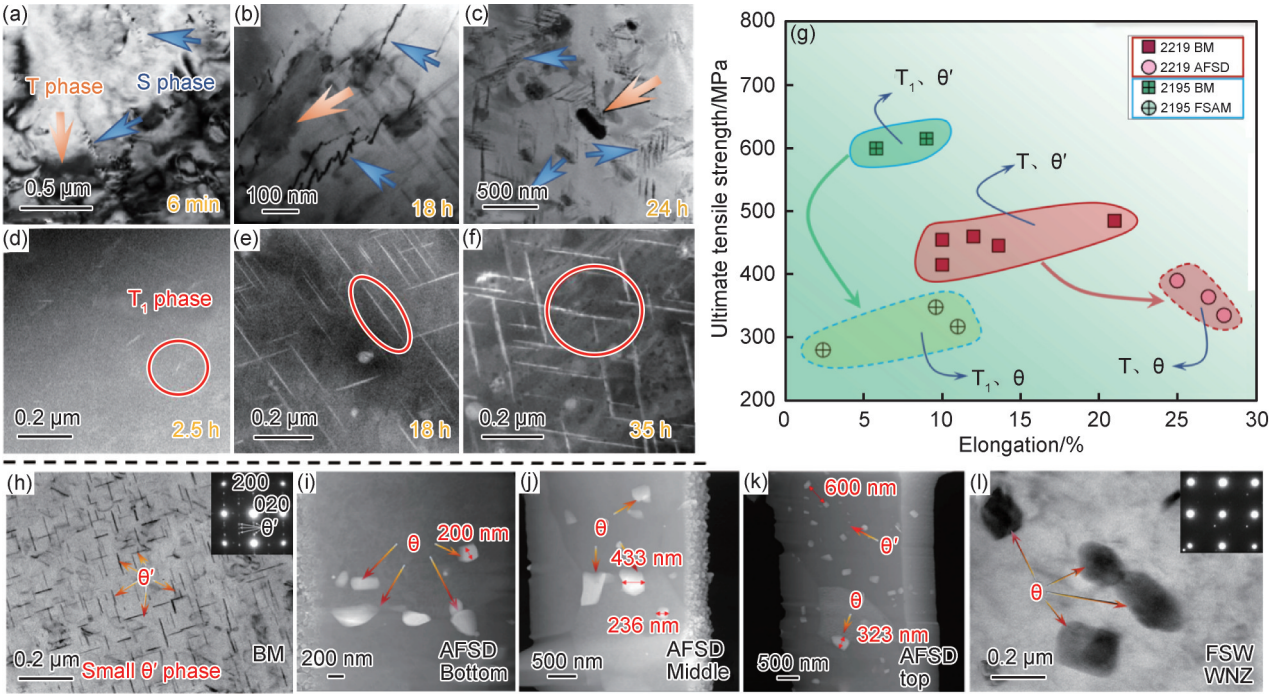


图3 Al-Cu系铝合金析出相演变[34-41]

(a)～(c)2024铝合金TEM图；(d)～(f)2219铝合金TEM图；(g)2系铝合金增材性能分布；(h)母材TEM图；(i)AFSD后底部TEM图；(j)AFSD后中部TEM图；(k)AFSD后顶部TEM图；(l)FSW后焊核区TEM图

Fig.3 Evolution of precipitate phases in Al-Cu alloys[34-41]

(a)-(c)TEM images of 2024 aluminum alloy; (d)-(f)TEM images of 2219 aluminum alloy; (g)distribution of additive performance in 2-series aluminum alloys; (h)TEM images of base metal; (i)TEM images of bottom after AFSD; (j)TEM images of middle after AFSD; (k)TEM images of top after AFSD; (l)TEM images of weld nugget area after FSW

3.3 ASFD技术对Al-Cu系合金性能的影响机理

AFSD制备Al-Cu系合金时，其材料主要依靠细小的S′相、S相、T相、T_1相、θ′相等强化相进行强化。这些强化相受温度循环影响显著。在时效实验中，随时效时间的延长，析出强化相在时效早期弥散分布于基体中，但随后由于固溶于基体中的元素原子消耗殆尽，这些相会合并周围的小析出相长大为粗大析出相，从而降低了材料的强度和硬度。

不同于单一时效过程，AFSD在增材过程中，已沉积层会受到新沉积层的严重热影响，AFSD过程更像是多级时效，随着后续沉积高度的增加，同一层受到的热循环峰值温度逐渐降低。尽管T相的强化不受温度的影响，但与其同在起到强化作用的细小T_1相、S′相以及θ′相等，会随温度作用时间的延长而转变为T_1相、S相和θ相等的长大粗化，导致沉积层的强度和硬度分布呈现随层高的增加而增加。最终，AFSD沉积态强度(300 MPa)都远低于母材(400 MPa)，硬度下降一半左右(70HV)。因此，研究AFSD过程对Al-Cu系铝合金组织和性能的影响具有重要意义，特别是对大型航空航天构件的直接成型应用而言。

4 AFSD技术对Al-Zn-Mg-Cu系合金强化行为的影响

4.1 Al-Zn-Mg-Cu系合金的强化机理

Li等[42]对Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的研究中引入了变形合金相图以及其析出相的温度范围，如图4(a)所示，为后续研究Al-Zn-Mg-Cu提供了依据。万彩云等[43]对Al-Zn-Mg-Cu系铝合金强化析出相研究表明，在7系铝合金中GPⅡ区和η′相为主要强化相，时效析出相顺序：α(Al)→GP区→η′相→η相($MgZn_2$)，随着时效时间的延长，纳米级η′强化相转变为强化效果较差的η相[44]，并吸收周围的元素导致η相粗化，进一步

降低铝合金的性能，如图 4(b)～(g)所示，方磊等[45]对 7 系多级时效热处理，100 ℃下随时效时间的延长，细小的析出相不断增多，硬度持续提升。然而，在 120 ℃下经 360 h 后硬度下降，达到过时效状态。发现 η 相元素在 340 ℃时效时会溶解于基体，此温度低于固溶温度(470 ℃)，但不能使元素充分扩散，在原 η 相附近形成元素原子团簇富集区。在 100 ℃三级时效过程中，340 ℃硬度的上升滞后于 420 ℃二级处理的试样，需要一定时间进行成分的调整，调整后形核长大速度较快，形成稳定的 η 相，420 ℃近固溶温度再时效等同于单级时效处理，结合 Li 等[42]的研究总结出图 4(h)，各温度下沉淀相的存在及其性能图。

研究焊接热影响区的沉淀相粗化行为也可为理解 7 系铝合金的强化机制提供启示。Lu 等[46]研究了 7055 铝合金喷射成形 TIG 焊热影响区，热机影响区温度在 350～536 ℃，该温度下形成较好力学性能的固溶体 GP Ⅰ区，UTS 达 570 MPa，硬度能达到 180HV。热影响区温度 230～350 ℃，发生了强化相 η 相的长大粗化，使力学性能下降，UTS 为 410 MPa，硬度 105HV。Lu 等[47]还研究二次热循环对热影响区的影响显著，固溶体区温度在 340～200 ℃区间，η 相会的快速长大粗化，机械性能的降低，其 TEM 分析如图 4(i)～(m)所示，不同温度下有 η 相的析出、粗化和溶解，UTS 由 570 MPa 降至 346 MPa，硬度由 180HV 下降至 103HV。过时效区在二次循环温度低于 340～200 ℃的热循环中，由于该区域 η 相已经长大粗化，该温度会进一步粗化 η 相，其 UTS 都低于一次循环(410 MPa)，最低达 284 MPa，硬度低至 103HV，值得注意的是在 200 ℃以下的温度循环区域，细小 η 相析出，UTS 可提升约 90 MPa，硬度可提升约 20HV。

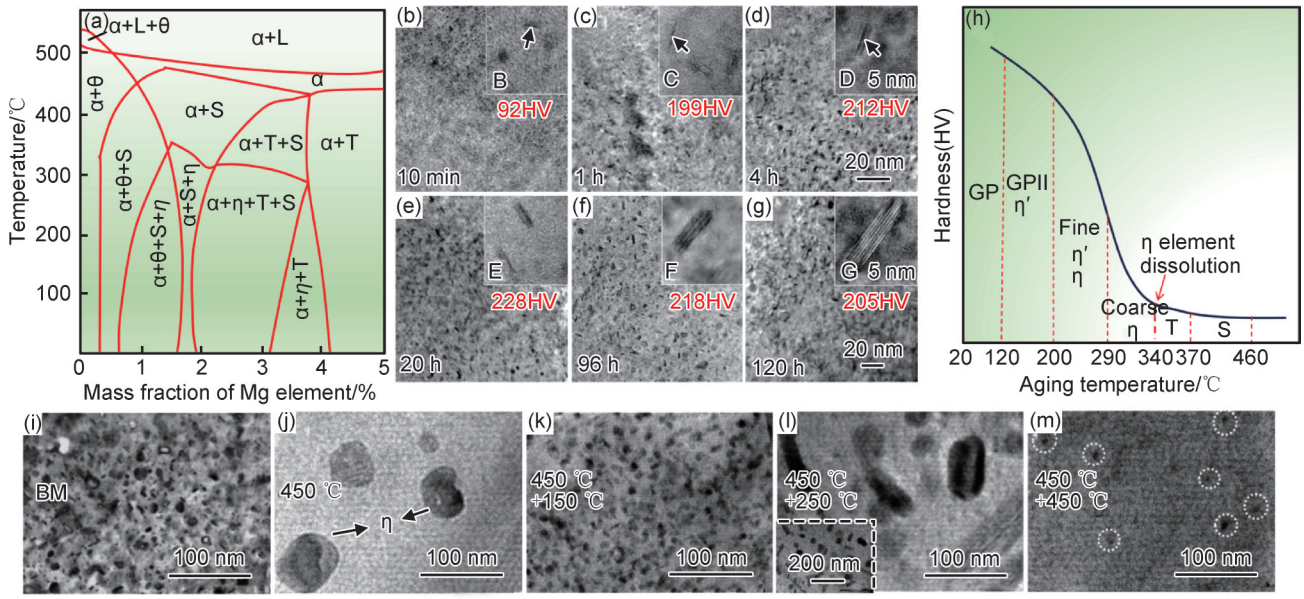


图 4　Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金[42,45-47]

(a)相图的示意图；(b)～(g)不同热处理时间下〈110〉取向的 TEM 图及 HRTEM 图(B-G)；(h)不同时效温度下 η 相的存在及性能；(i)7 系合金母材 TEM 图；(j)经 450 ℃热处理后 TEM 图；(k)经 450 ℃＋150 ℃热处理后 TEM 图；(l)经 450 ℃＋250 ℃热处理后 TEM 图；(m)经 450 ℃＋450 ℃热处理后 TEM 图

Fig.4　Al-Zn-Mg-Cu alloys[42,45-47]

(a)schematic of phase diagram；(b)-(g)TEM images and HRTEM images(B-G) of 〈110〉 orientation at different heat treatment times；(h)existence and performance of η phase at different aging temperature；(i)TEM images of 7 series alloy base metal；(j)TEM images after heat treatment at 450 ℃；(k)TEM images after heat treatment at 450 ℃＋150 ℃；(l)TEM images after heat treatment at 450 ℃＋250 ℃；(m)TEM images after heat treatment at 450 ℃＋450 ℃

4.2　ASFD 技术对 Al-Zn-Mg-Cu 系合金性能的影响规律

Mason 等[48]对 AFSD 制备的 7050 铝合金进行研究，结果表明，沉积金属的硬度随层高增加而增加(55～115HV)，强度的变化如图 5(a)所示。底层中的 T 相($Al_{32}(Mg,Zn)_{49}$)和 S 相显著生长，未发现 η 和 η′ 相，可见中间层和底层强化相的过度粗化是合金软化的主要原因，晶粒由柱状变为等轴状，如图 5(g)～(i)，AFSD 后晶粒由底层至顶层逐渐减小。为深刻理解 AFSD 7050 铝合金的强化机理，本文进一步引入工艺过程较相似的 FSW 和 FSP 7050 铝合金的研究，Tian 等[49]研究不同转速以及人工时效对 FSP 7050 的影响，行进速度固定时转速越高，焊接材料的 UTS 越高，且

在120 ℃人工时效后，由于固溶原子的析出，晶内形成了GP区和η′强化相，UTS能够提高约60 MPa（550 MPa）。Yang等[50]对7050双面搅拌加工的研究中，经FSP后UTS较T7451处理后（524 MPa）降低至445 MPa，但经固溶处理后强度有所提升为500 MPa，硬度较加工态“W”型提升至同一水平达143HV，但固溶处理下热力学驱动导致晶粒长大和二次再结晶，出现AGG问题。Chen等[51]对7050多道次FSW研究中，经3道次焊接的接头具有较好的力学性能，UTS达520 MPa，硬度达156HV左右。然而Xiong等[52]的研究表明7050铝合金的UTS高达583 MPa，伸长率15.9%。可见AFSD、FSW、FSP技术制备的7050铝合金的强度均低于固溶＋时效态，究其原因，AFSD、FSW、FSP制备的7050铝合金中的T相、S相和η相显著生长，导致固溶元素贫乏，减少了后期时效过程中的GP区、η、η′强化相形成，降低强化效果。

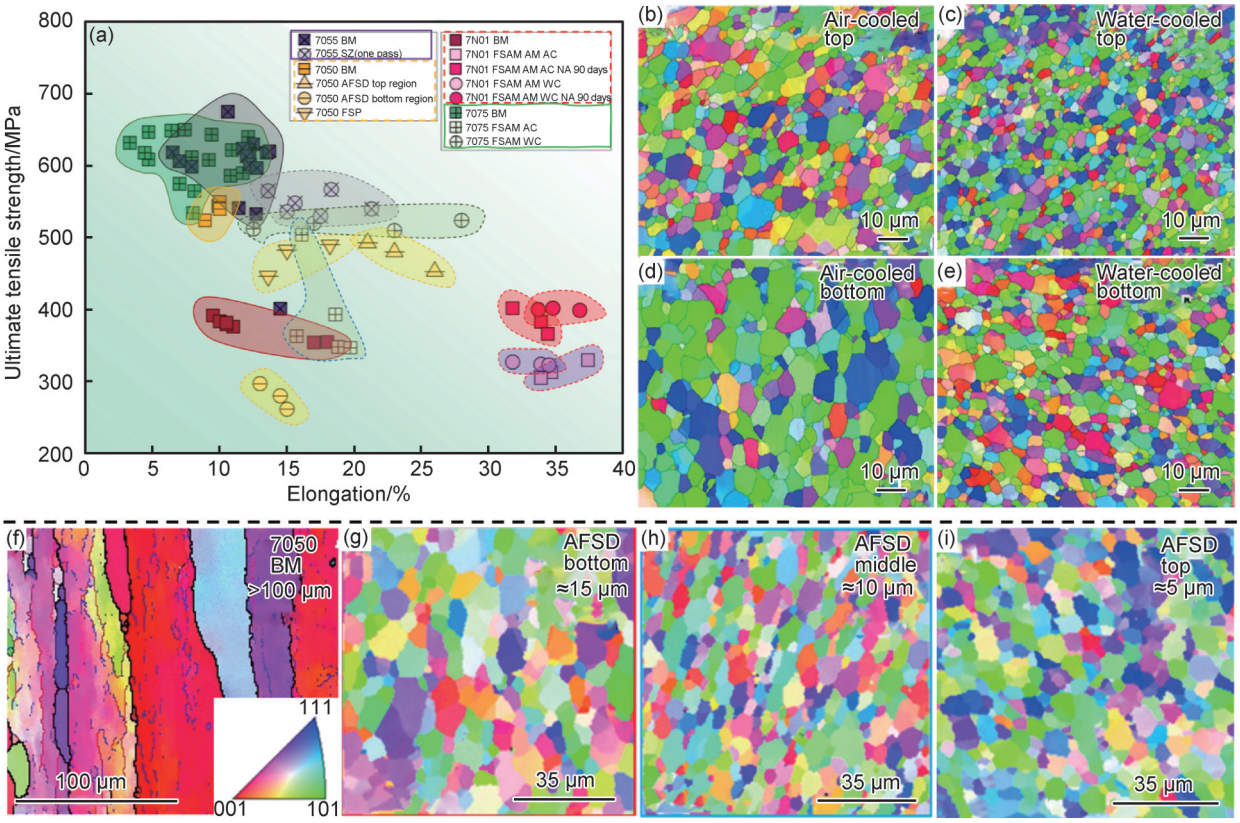


图5 Al-Zn-Mg-Cu系铝合金抗拉强度及EBSD图[48-55]

(a)7系各种条件下的抗拉强度分布图；(b)～(e)空冷和水冷条件下的增材顶层和底层；(f)7050棒状母材；(g)AFSD后底部；(h)AFSD后中部；(i)AFSD后顶部

Fig.5 Tensile strength and EBSD diagram of Al-Zn-Mg-Cu alloys[48-55]

(a)tensile strength distribution diagram of 7 series under various conditions; (b)-(e)additive top and bottom layers under air-cooling and water-cooling conditions; (f)7050 bar base metal; (g)bottom after AFSD; (h)middle after AFSD; (i)top after AFSD

目前AFSD Al-Zn-Mg-Cu合金的研究还比较欠缺，为了系统揭示AFSD Al-Zn-Mg-Cu合金的强化机理，本文进一步引入技术原理相似的FSAM和FSP技术。东北大学He等[53]发现FSAM 7N01铝合金的硬度随沉积层高的上升而增加，值得注意的是，辅助水冷的沉积金属较空气中直接沉积有更细小的晶粒和更高的硬度、强度，如图5(b)～(e)所示，但最终均低于母材（392 MPa，112HV）。通过热电偶测量沉积循环温度，空冷的顶层与底层的STEM对比，可以发现顶层在420～480 ℃下Mg、Zn元素固溶于基体，形成球状的GP区为主要强化相，底层在200～300 ℃循环下形成大量的粗化η相分布于晶内和晶界。使用HRTEM观察自然时效90天后的沉积金属，在空冷顶层和水冷的顶层和底层中存在与基体共格的GP-Ⅰ区，空冷的底层则出现针状的GP-Ⅱ区，起到很好的强化作用，如图5(a)所示，底层水冷时效后性能约为（399 MPa，105HV）略近母材，而空冷时效后只约（366 MPa，95HV），均低于固溶＋时效的母材。类似的结果在FSW中[54]也有报道，水雾冷却可降低焊缝的热循环温度，有效抑制强化相的粗化。

Li等[42]在水下FSAM 7075有效降低了热循环对前层的影响，发现在搅拌头顶部接触的部分性能低于

轴肩接触部分，在时效后强度变化不大(520 MPa)，但伸长率降低一半左右(15%)，轴肩接触部分的温度要高于搅拌头顶部，搅拌头顶部晶粒更加细小，T(AlZn-MgCu)和η($MgZn_2$)相的析出密度高于轴肩部分，在搅拌头部分的峰值温度为315 ℃，该温度下导致η相的粗化，密度低，强化效果差。Qie等[55]对电弧增材7075铝合金进行FSP处理，增材后的7075在FSP处理后强度随层高的增加而增加，强度受热循环温度的影响也可在Huo等[56]的研究中得到印证，室温至250 ℃范围内温度越高越容易引起析出相的粗化，经FSP处理后有利于破碎电弧增材所产生的柱状晶而细化晶粒，还可以去除增材所产生的孔洞。Griffiths等[57]在对7075铝合金孔洞的修复实验中，证明AFSD技术在孔洞修复方面的可行性，修复只受单次热影响，硬度达母材85%(164HV)，但在材料流动和与孔侧壁的混合良好性还有待学者的进一步研究。Stubblefield等[58]采用AFSD成功对7075铝合金弹孔进行了修复，未见气孔和裂纹，但修复区的硬度降低了8.6%(160HV)，热影响区由于强化相的粗化降低了23%(135HV)。可见该技术在武器装备的修复中具有广阔的应用前景。

4.3　ASFD技术对Al-Zn-Mg-Cu系合金性能的影响机理

Al-Zn-Mg-Cu系合金的主要强化相为弥散分布于基体中的GP区纳米级η′相，但是η′相对温度非常敏感，可在100 ℃下稳定存在，保持铝合金较高的硬度。当温度超过200 ℃就会促进η相的形成，长时间下会导致其粗化长大，降低沉积金属的性能。当温度在300～400 ℃，η相部分溶解，但此时由于温度未达到固溶的高温，原子的扩散能力有限，会出现部分原子的聚集。温度达到400 ℃，沉淀相就完全固溶，时效后可达到良好的性能。但AFSD沉积金属的冷却速度慢，前层沉积金属的又受到后层的多次热循环作用，如图4(k)～(l)所示，已形成部分粗大η相，其沉淀强化效果差，在后期时效过程中，由于固溶原子总量不足，η′相的含量不能达到固溶＋时效的水平，因此，AFSD沉积态或沉积＋时效态(约300 MPa) Al-Zn-Mg-Cu系合金的硬度和强度均不及固溶＋时效态(600 MPa级)。研究发现，降低热输入，提高冷却速度，抑制粗大析出相形成，是可行的方案，伸长率可提升约20%。另外，辅助冷却技术(如水冷)的应用也是提高沉积金属冷却速度的有效方法。

5　AFSD析出强化型高强铝合金的强度降低机理

研究表明，析出相的形态、尺寸、含量和分布与铝合金的强度密切相关。随着时间的推移，析出相的种类和大小也发生了转变。通常，在时效初期，析出相尺寸较小且与基体共格，以位错切过机制为主，具有三种强化方式[59]，共格强化($\Delta\sigma_{cs}$)见式(1)、模量失配强化($\Delta\sigma_{ms}$)见式(2)和有序强化($\Delta\sigma_{os}$)见式(3)；但到了时效中期，析出相的大小及数目均有所增大，但未完全转变，与基体半共格，析出相对位错的阻碍作用增强，使材料的强度得到迅速提升，以位错切过和绕过机制为主；当时效达到峰值后，析出相尺寸和数量进一步增加，强化效果最好，但是，随着析出相进一步粗化，析出相与基体关系由半共格转变为非共格，析出相表面能增大，析出相间距增大，析出相与位错交互作用由切过完全转变为Orowan绕过，公式(4)可知，Orowan绕过机制中，析出相的尺寸越大，强化效果越差。

位错切过机制公式：

$$\Delta\sigma_{cs}=M\alpha_{\varepsilon}(G\varepsilon_{c})^{\frac{3}{2}}\left(\frac{rf}{0.5G\boldsymbol{b}}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{1}$$

$$\Delta\sigma_{ms}=M0.0055(\Delta G)^{\frac{3}{2}}\left(\frac{2f}{G}\right)^{\frac{1}{2}}\left(\frac{r}{\boldsymbol{b}}\right)^{\frac{3m}{2}-1} \tag{2}$$

$$\Delta\sigma_{os}=M0.81\frac{\gamma_{apb}}{2\boldsymbol{b}}\left(\frac{3\pi f}{8}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{3}$$

Orowan位错绕过机制：

$$\Delta\sigma_{Orowan}=M\frac{0.4G\boldsymbol{b}}{\pi\sqrt{1-\nu}}\frac{ln(2\bar{r}/\boldsymbol{b})}{\lambda_{p}} \tag{4}$$

式中：a为晶格常数，a=0.405 nm；$\boldsymbol{b}$为Burgers向量，$\boldsymbol{b}$=0.286 nm；M为平均取向因子；G为剪切模量，G=26.9 GPa，FCC金属中M=3.06；约束因子常数α_{ε}=2.6；位错间相互作用常数α=0.2；应变率敏感指数m=0.85。ΔG为基体和析出相之间的错配度；ε_{c}为约束晶格参数失配；f为析出相的体积分数；γ_{apb}为析出相的反相界自由能；$\bar{r}$是球形析出相在随机平面中的圆形横截面的平均半径，$\bar{r}=\sqrt{2/3}\,r$；其中r为析出相的平均半径；ν为泊松比，ν=0.33。

Al-Mg-Si系、Al-Cu系、Al-Zn-Mg-Cu系铝合金经AFSD后的性能表现普遍较差，甚至无法与固溶＋时效态媲美。尽管不同铝合金的成分差异会导致其具有不同的析出相，但它们共同依靠基体中弥散的析出相来增强性能，图6(a)展示了固溶＋时效态的强化相分布，这些析出相对温度较敏感，较高的温度将导致析出相迅速长大，降低强化效果。

在AFSD过程中，由于沉积金属的冷却速度相对较慢，敏感温度区间的停留时间延长，固溶原子迅速析出形成粗大析出相。此外，铝合金的优良导热性使

得后续沉积层对前一层，甚至前几层均有热作用，导致已沉积金属多次受热，当热循环温度处于敏感温度区间时，固溶原子进一步析出形成粗大相。因此，沉积样品的中部与底部的晶内析出相呈现粗化和长大特点，如图6(b)所示，导致增材沉积层性能的下降。然而，沉积层的顶部不受二次或多次热循环的影响，析出相分布均匀，因此具有较好的力学性能，如图6(c)所示，性能可接近母材。经过直接时效处理后，AFSD制造的材料的中部和顶部的性能有明显提升。时效能够使AFSD过程固溶于材料的部分元素再次析出，产生强化效果，如图6(d)所示。

在增材过程中，析出相形成与长大也影响着时效过程中的强度演变，当粗大的析出相过早形成时，将导致基体中的固溶原子总量减少，时效过程中细小析出相的总量降低，减弱了强化效果。因此，尽管经过时效处理，AFSD沉积金属的强度仍无法达到固溶＋时效的水平。经过固溶＋时效(T6)处理后，沉积态元素会再次回溶于基体，在合适的温度下逐渐析出均匀细小的强化相，使其性能重新达到峰值。然而，在固溶的同时，沉积材料中晶粒会异常长大(AGG)，如图6(e)所示，为了避免这种情况，通常不建议对AFSD制造金属进行固溶处理。

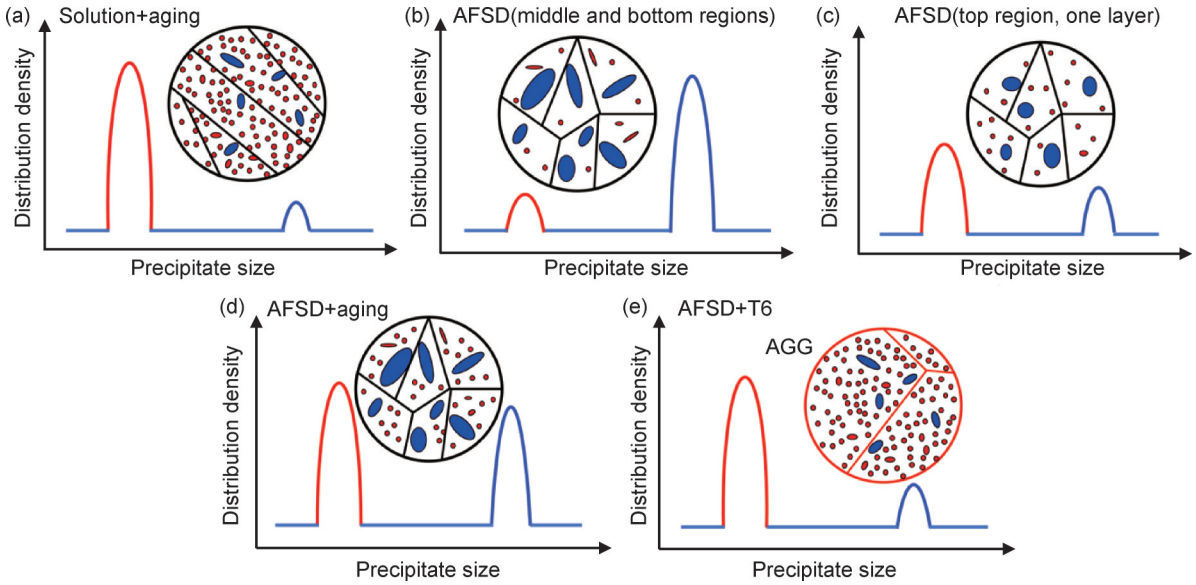


图6 材料沉积受热析出相演变

(a)固溶＋时效态；(b)AFSD底部及中部；(c)AFSD顶部；(d)AFSD＋时效处理；(e)AFSD＋固溶时效处理

Fig.6 Evolution of precipitated phases during material deposition under thermal processing conditions

(a)solution＋aging state；(b)middle and bottom parts after AFSD；(c)top part after AFSD；(d)aging treatment after AFSD；(e)solution aging treatment after AFSD

6 结束语

国内外的研究已证实了AFSD技术的可行性及独特优势。首先，AFSD制造不涉及材料的熔化与凝固，因此在抑制气孔、裂纹、元素偏析等方面明显优于传统的激光或电弧增材制造技术；其次，具有显著的成本优势，生产棒材的成本明显低于丝材或粉体；最后，AFSD技术对环境友好，避免了熔融增材过程中产生的光污染和粉尘污染。然而，AFSD的加工过程存在特殊的“热历史”问题，即后续沉积层对前层甚至前几层材料的热影响，这一问题无法通过后时效处理解决。一般AFSD制造后，固溶＋时效处理方法会引起工件变形和内部晶粒异常长大。因此，如何利用AFSD技术，使增材制造的零件能够在直接制造后或在低温时效后达到可使用状态，这是未来发展高强铝合金大构件制造所面临的巨大挑战之一。

目前，AFSD技术在高强度铝合金材料的应用尚未普及，且缺乏适用于AFSD技术的高强铝合金材料以及相关制造工艺。高强铝合金的强韧化与析出相密切相关，因此，为实现高强度铝合金的AFSD制造，关键问题包括材料设计和工艺创新：(1)材料设计需引入新的析出强化方法，例如稳定的纳米级增强相，形成复合材料。此外，可以通过基体的合金化设计，控制元素扩散，延长粗大析出相的形成时间和温度，以便在低温时效过程中形成纳米级析出强化相；(2)在工艺创新方面，需在保证成型性的前提下，降低热输入，提高冷却速度，以抑制析出相粗化。辅助冷却技术，例如水冷，也可用于提高沉积金属的冷却速度，

降低析出相的粗化倾向。此外，大推力高速AFSD工艺的开发，也利于提高冷却速度以及增材效率。这些材料和工艺的革新对于扩大AFSD技术在高强度铝合金制造中的应用具有重要的科研价值和实践意义。

参考文献

[1] WANG G, ZHAO Y, HAO Y. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2018, 34(1): 73-91.

[2] 李雯哲，钱锋，程兴旺，等. 增材制造中高强铝合金的缺陷与力学性能研究进展[J]. 材料工程，2023，51(3)：29-38.
LI W Z, QIAN F, CHENG X W, et al. Research progress in defects and mechanical properties of additively manufactured aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2023, 51(3): 29-38.

[3] 吴凡，万桂林，杨洋，等. 搅拌对沉积态2024铝合金组织与性能演变的影响[J]. 中国激光，2022，49(14)：330-338.
WU F, WAN G L, YANG Y, et al. Effect of stirring on microstructure and properties of as-deposited 2024[J]. Chinese Journal of Lasers, 2022, 49(14): 330-338.

[4] 刘小辉，刘允中. 激光选区熔化成形高强铝合金晶粒细化抑制裂纹研究现状[J]. 材料工程，2022，50(8)：1-16.
LIU X H, LIU Y Z. Research status of crack inhibition *via* grain refiinement of high-strength aluminum alloys fabricated by selective laser melting[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(8): 1-16.

[5] CHEN H, MENG X, CHEN J, et al. Wire-based friction stir additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2023, 70: 103557.

[6] 石磊，李阳，肖亦辰，等. 基于搅拌摩擦的金属固相增材制造研究进展[J]. 材料工程，2022，50(1)：1-14.
SHI L, LI Y, XIAO Y C, et al. Research progress of metal solid phase additive manufacturing based on friction stir[J]. Journal of Materials Engineering, 2022, 50(1): 1-14.

[7] AGRAWAL P, HARIDAS R S, YADAV S, et al. Processing-structure-property correlation in additive friction stir deposited Ti-6Al-4V alloy from recycled metal chips[J]. Additive Manufacturing, 2021, 47: 102259.

[8] 熊柏青，闫宏伟，张永安，等. 我国航空铝合金产业发展战略研究[J]. 中国工程科学，2023，25(1)：88-95.
XIONG B Q, YAN H W, ZHANG Y A, et al. Development strategy for the aviation-grade aluminum alloy industry in China[J]. Strategic Study of CAE, 2023, 25(1): 88-95.

[9] YU H Z, JONES M E, BRADY G W, et al. Non-beam-based metal additive manufacturing enabled by additive friction stir deposition[J]. Scripta Materialia, 2018, 153: 122-130.

[10] 刘正武，赵凯，齐超琪，等. 搅拌摩擦增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. 焊接，2022(11)：1-8.
LIU Z W, ZHAO K, QI C Q, et al. Research status and development trend of friction stir additive manufacturing technology[J]. Welding & Joining, 2022(11): 1-8.

[11] RIVERA O G, ALLISON P G, JORDON J B, et al. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 625 fabricated by solid-state additive manufacturing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 694: 1-9.

[12] GOPAN V, LEO DEV WINS K, SURENDRAN A. Innovative potential of additive friction stir deposition among current laser based metal additive manufacturing processes: a review[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2021, 32: 228-248.

[13] LI Y, YANG B, ZHANG M, et al. The corrosion behavior and mechanical properties of 5083 Al-Mg alloy manufactured by additive friction stir deposition[J]. Corrosion Science, 2023, 213: 110972.

[14] GARCIA D, HARTLEY W D, RAUCH H A, et al. *In situ* investigation into temperature evolution and heat generation during additive friction stir deposition: a comparative study of Cu and Al-Mg-Si[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101386.

[15] ANDERSON-WEDGE K, AVERY D Z, DANIEWICZ S R, et al. Characterization of the fatigue behavior of additive friction stir-deposition AA2219[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 142: 105951.

[16] SHARMA S, MANI KRISHNA K V, RADHAKRISHNAN M, et al. A pseudo thermo-mechanical model linking process parameters to microstructural evolution in multilayer additive friction stir deposition of magnesium alloy[J]. Materials & Design, 2022, 224: 111412.

[17] JOSHI S S, PATIL S M, MAZUMDER S, et al. Additive friction stir deposition of AZ31B magnesium alloy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(9): 2404-2420.

[18] SINGH K, SINGH G, SINGH H. Review on friction stir welding of magnesium alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2018, 6(4): 399-416.

[19] GANGWAR K, RAMULU M. Friction stir welding of titanium alloys: a review[J]. Materials & Design, 2018, 141: 230-255.

[20] FARABI E, BABANIARIS S, BARNETT M R, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloys fabricated by additive friction stir deposition[J]. Additive Manufacturing Letters, 2022, 2: 100034.

[21] AGRAWAL P, HARIDAS R S, YADAV S, et al. Additive friction stir deposition of SS316: effect of process parameters on microstructure evolution[J]. Materials Characterization, 2023, 195: 112470.

[22] CHOU K, EFF M, COX C D, et al. Optical image and vickers hardness dataset for repair of 1080 steel using additive friction stir deposition of Aermet 100[J]. Data in Brief, 2022, 41: 107862.

[23] AGRAWAL P, HARIDAS R S, AGRAWAL P, et al. Deformation based additive manufacturing of a metastable high entropy alloy *via* additive friction stir deposition[J]. Additive Manufacturing, 2022, 60: 103282.

[24] 郑亚亚，罗兵辉，柏振海. 时效早期Al-Mg-Si合金的组织和析出相的演变[J]. 材料研究学报，2022，36(12)：926-932.
ZHENG Y Y, LUO B H, BAI Z H. Evolution of microstructure and precipitates of Al-Mg-Si alloy during early aging process[J].

Chinese Journal of Materials Research, 2022, 36(12): 926-932.

[25] 廖元飞, 陈江华, 刘春辉, 等. Al-Mg-Si-Cu合金中晶界和晶内析出相粗化规律的研究[J]. 电子显微学报, 2012, 31(2): 116-123.
LIAO Y F, CHEN J H, LIU C H, et al. An electron microscopy study of precipitate coarsening in Al-Mg-Si-Cu alloys[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2012, 31(2): 116-123.

[26] 邱楚, 郭世杰, 纪艳丽. 6061铝合金均匀化过程中AlMnSi弥散颗粒的析出尺寸对再结晶行为的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(8): 27-33.
QIU C, GUO S J, JI Y L. Effect of AlMnSi dispersion particle size on recrystallization of 6061 aluminum alloy during homogenization[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(8): 27-33.

[27] PHILLIPS B J, MASON C J T, BECK S C, et al. Effect of parallel deposition path and interface material flow on resulting microstructure and tensile behavior of Al-Mg-Si alloy fabricated by additive friction stir deposition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 295: 117169.

[28] PHILLIPS B J, AVERY D Z, LIU T, et al. Microstructure-deformation relationship of additive friction stir-deposition Al-Mg-Si[J]. Materialia, 2019, 7: 100387.

[29] BECK S C, RUTHERFORD B A, AVERY D Z, et al. The effect of solutionizing and artificial aging on the microstructure and mechanical properties in solid-state additive manufacturing of precipitation hardened Al-Mg-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 819: 141351.

[30] LIU F, DONG P, KHAN A S, et al. 3D printing of fine-grained aluminum alloys through extrusion-based additive manufacturing: microstructure and property characterization[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 139: 126-136.

[31] CHAUDHARY B, JAIN N K, MURUGESAN J, et al. Exploring temperature-controlled friction stir powder additive manufacturing process for multi-layer deposition of aluminum alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 20: 260-268.

[32] BABANIARIS S, JIANG L, VARMA R K, et al. Precipitation in AA6063 produced from swarf using additive friction stir deposition[J]. Additive Manufacturing Letters, 2022, 3: 100096.

[33] ZHU N, AVERY D Z, RUTHERFORD B A, et al. The effect of anodization on the mechanical properties of AA6061 produced by additive friction stir-deposition[J]. Metals, 2021, 11(11): 1773.

[34] 桂奇文. 热处理工艺对2024铝合金析出相及性能的影响[D]. 长沙: 湖南大学, 2012.
DU Q W. The influence of heat treatment process on the precipitates and properties of 2024 aluminum alloy[D]. Changsha: Hunan University, 2012.

[35] 桂奇文, 陈江华, 伍翠兰, 等. Al-Cu-Mg合金中T相的扫描透射电镜研究[J]. 电子显微学报, 2012, 31(4): 301-307.
GUI Q W, CHEN J H, WU C L, et al. A HAADF-STEM study of T-phase in the Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2012, 31(4): 301-307.

[36] 吕可欣. 2×××系铝合金主要强化相的微观结构研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2019.
LV K X. Study on microstructure of main strengthening phases of 2××× aluminum alloy[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2019.

[37] 郭幼节, 张亮, 吴国华, 等. Al-Cu-Li系铝锂合金纳米析出相对力学性能各向异性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(8): 2371-2384.
GUO Y J, ZHANG L, WU G H, et al. Effect of nano-precipitates on the anisotropy of Al-Cu-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2023, 33(8): 2371-2384.

[38] DILIP J J S, JANAKI RAM G D. Microstructure evolution in aluminum alloy AA 2014 during multi-layer friction deposition [J]. Materials Characterization, 2013, 86: 146-151.

[39] JIANG T, JIAO T, DAI G, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of 2060 Al-Li alloy *via* friction stir additive manufacturing [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 935: 168019.

[40] RIVERA O G, ALLISON P G, BREWER L N, et al. Influence of texture and grain refinement on the mechanical behavior of AA2219 fabricated by high shear solid state material deposition [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 724: 547-558.

[41] KANG J, FENG Z-C, FRANKEL G S, et al. Friction stir welding of Al alloy 2219-T8: part Ⅰ-evolution of precipitates and formation of abnormal Al_2Cu agglomerates [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2016, 47(9): 4553-4565.

[42] LI Y, HE C, WEI J, et al. Correlation of local microstructures and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy build fabricated *via* underwater friction stir additive manufacturing [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 805: 140590.

[43] 万彩云, 陈江华, 杨修波, 等. 7×××系AlZnMgCu铝合金早中期时效强化析出相的研究[J]. 电子显微学报, 2010, 29(5): 55-60.
WAN C Y, CHEN J H, YANG X B, et al. Study of the early & mid-stage hardening precipitates in a 7××× AlZnMgCu aluminium alloy [J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2010, 29(5): 55-60.

[44] 石峰, 张智超, 王旭. 7XXX系列铝合金时效处理工艺的研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(2): 6-10.
SHI F, ZHANG Z C, WANG X. Research on aging treatment process of 7XXX series aluminium alloys[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(2): 6-10.

[45] 方磊, 赵新奇, 陈江华, 等. Al-Zn-Mg基合金多级时效不同热处理阶段的析出行为研究[J]. 电子显微学报, 2012, 31(3): 202-210.
FANG L, ZHAO X Q, CHEN J H, et al. Study of the precipitation behaviors in a triple-step-aged Al-Zn-Mg alloy [J]. Journal of Chinese Electron Microscopy Society, 2012, 31(3): 202-210.

[46] LU Z, XU J, YU L, et al. Studies on softening behavior and mechanism of heat-affected zone of spray formed 7055 aluminum alloy under TIG welding [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 18: 1180-1190.

[47] LU Z, YU L, XU J, et al. Influence of secondary thermal cycle on softening behavior and mechanism of heat affected zone in TIG-welded spray formed 7055 aluminum alloy [J]. Journal of

Materials Research and Technology, 2022, 21: 2118-2132.

[48] MASON C J T, RODRIGUEZ R I, AVERY D Z, et al. Process-structure-property relations for as-deposited solid-state additively manufactured high-strength aluminum alloy[J]. Additive Manufacturing, 2021, 40: 101879.

[49] TIAN Y, WEI L, HUANG H, et al. Effect of tool rotating rate and subsequent artificial aging on microstructure and mechanical properties of 7050-T7451 alloy[J]. Materials Today Communications, 2022, 33: 104639.

[50] YANG W, DING H, MU Y, et al. Achieving high strength and ductility in double-sided friction stir processing 7050-T7451 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707: 193-198.

[51] CHEN C, NIU P, HUANG C, et al. Periodic sub-grain structure in the stir zone and its effect on strain hardening behavior of multi-pass friction stir welded Al-Zn-Mg-Cu alloy joints[J]. Materials Letters, 2023, 347: 134624.

[52] XIONG H, ZHOU Y, KONG C, et al. Effect of retrogression treatment with different heating rates on microstructure, strength and corrosion behaviors of 7050 alloy[J]. Materials Characterization, 2022, 186: 111819.

[53] HE C, LI Y, WEI J, et al. Enhancing the mechanical performance of Al-Zn-Mg alloy builds fabricated *via* underwater friction stir additive manufacturing and post-processing aging[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 108: 26-36.

[54] JIANG Y, ZHAO Y, ZHAO Z, et al. The strengthening mechanism of FSWed spray formed 7055 aluminum alloy under water mist cooling condition [J]. Materials Characterization, 2020, 162: 110185.

[55] QIE M, WEI J, HE C. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-arc additive manufactured Al-Zn-Mg-Cu alloy assisted by interlayer friction stir processing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 2891-2906.

[56] HUO W, HOU L, ZHANG Y, et al. Warm formability and post-forming microstructure/property of high-strength AA 7075-T6 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 675: 44-54.

[57] GRIFFITHS R J, PETERSEN D T, GARCIA D, et al. Additive friction stir-enabled solid-state additive manufacturing for the repair of 7075 aluminum alloy[J]. Applied Sciences, 2019, 9(17): 3486.

[58] STUBBLEFIELD G G, WILLIAMS M B, MUNTHER M, et al. Ballistic evaluation of aluminum alloy (AA) 7075 plate repaired by additive friction stir deposition using AA7075 feedstock [J]. Journal of Dynamic Behavior of Materials, 2023, 9(1): 79-89.

[59] WEI P, HU Z, PANG Q. Microstructure evolution and strengthening mechanisms of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy *via* pre-hardening forming[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 968: 172057.

基金项目:国家自然科学基金项目(U21A20138,52205369);江苏省自然科学基金(BK20210756);江苏省博士后基金(2021K035A)

收稿日期:2023-09-19;**录用日期**:2023-11-21

通讯作者:杜成超(1990—),男,高级实验师,博士,研究方向为先进材料加工技术,联系地址:江苏省镇江市京口区学府路301号江苏大学材料科学与工程学院(212013),E-mail: dccmaterials@ujs.edu.cn;任旭东(1977—),男,教授,博士,研究方向为机械制造及自动化,联系地址:江苏省镇江市京口区学府路301号江苏大学机械工程学院(212013),E-mail: renxd@ujs.edu.cn

(本文责编:张宝玲)