2020 年度陈嘉庚科学奖专辑

陈嘉庚青年科学奖——技术科学奖获奖人

孙明月

中国科学院金属研究所研究员、博士研究生导师, 从事大锻件与特殊钢先进制备技术研究. 发明金属构筑成形技术, 获国家科技进步二等奖、辽宁省技术发明一等奖、辽宁省科技进步二等奖、中国金属学会冶金青年科技奖、中国科学院青年科学家奖.

相关成果名称: 大锻件均质化构筑成形技术

大锻件是重大装备的核心部件, 在国家安全、国民经济中发挥着不可或缺的作用. 大锻件常采用百吨级铸锭制备, 由于金属凝固过程的尺寸效应, 大铸锭凝固速度极其缓慢, 宏观偏析、缩孔疏松等冶金缺陷严重, 影响大锻件质量, 这已成为世界性难题.

在国家重点研发计划(变革性技术)项目、国家科技重大专项(核电)、国家自然科学基金、中国科学院重点部署项目的支持下, 孙明月及其团队近年来突破了大锻件“以大制大”的思路局限, 在国际上率先提出金属构筑成形思想. 该技术以多块小尺寸均质化板坯作为基元, 通过表面活化、真空封装、高温形变等手段, 使构筑界面与基体完全一致, 进而获得大锻件所需均质化母材, 实现了“以小制大”的新型制造. 研究成果已应用在水电重 110 t 合金钢主轴、核电 $\phi 15.6$ m 不锈钢巨型环等关键部件上, 实现了“人无我有”, 对于推动我国高端装备快速发展, 保障重大装备核心材料的自主可控发挥了重要作用. 2019 年, 该研究成果入选“壮丽 70 年共和国发展成就巡礼”.

大锻件均质化构筑成形研究进展

孙明月^{1,2*}, 徐斌^{1,2}, 谢碧君², 张健杨², 赵龙哲², 李殿中², 李依依¹

1. 中国科学院金属研究所, 中国科学院核用材料与安全评价重点实验室, 沈阳 110016;

2. 中国科学院金属研究所, 沈阳材料科学国家研究中心, 沈阳 110016

* 联系人, E-mail: mysun@imr.ac.cn

2020-02-28 收稿, 2020-04-28 修回, 2020-05-12 接受, 2020-05-18 网络版发表

国家重点研发计划(2018YFA0702900)、国家科技重大专项(2019ZX06004010)、国家自然科学基金(51774265)、中国科学院青年创新促进会和
中国科学院2017年度创新交叉团队项目资助

摘要 大锻件是重大装备的核心部件, 在国家安全、国民经济中发挥不可或缺的作用. 大锻件常采用百吨级铸锭制备, 由于金属凝固过程的尺寸效应, 大铸锭内部常存在宏观偏析、缩孔疏松等缺陷, 严重影响锻件质量, 这已成为世界性难题. 中国科学院金属研究所在国际上率先发明金属构筑成形技术. 该技术以多块小尺寸均质化板坯作为基元, 通过表面活化、真空封装、高温形变等手段, 使构筑界面与基体在组织和性能上完全一致, 进而获得大锻件所需均质化母材, 实现“以小制大”的新型制造. 本团队通过深入研究构筑界面的组织演化及结合机制, 发现了界面氧化物的自分解现象, 同时研究了结合界面的动态再结晶机制, 进一步完善了界面的愈合机理. 该技术已在水电重110 t合金钢主轴、核电 $\phi 15.6$ m不锈钢支承环等构件上应用, 对于推动我国高端装备快速发展, 保障核心部件的自主可控发挥了重要作用.

关键词 金属构筑成形, 均质化, 界面, 缺陷, 组织, 控制

大型锻件是重大工程的核心部件, 其制造能力是衡量一个国家工业水平的重要标志. 然而, 我国能源电力、冶金机械、船舶制造等领域的大型锻件曾长期依赖进口^[1,2]. 例如, 转轮是三峡水轮机组的标志性部件, 而地上26台机组中无一套完整国产化转轮; 压力容器是1000 MW级核电机组的安全屏障, 国外提出“全程跟踪、全面保障、违约返还”的条件, 限制出口; 涡轮盘是重型燃气轮机的心脏, 其大尺寸铸锭一直从国外进口, 这种被动局面严重制约我国重大工程进展, 甚至影响到经济和国防安全. 近年来, 国家支持一重、二重等装备制造企业新增大型精炼炉和万吨液压机等设备, 自主研制了一些大锻件, 缓解了大锻件依赖进口的局面. 然而, 不得不承认的是, 当前我国大锻件的制备水平较德国、日本、法国还有较大差距, 而即便是这些

工业发达国家的大锻件质量水平与核电、水电、燃机等重大装备的最新设计要求相比, 还有较大的提升空间.

长期以来, 大锻件的制备一直遵循“大马拉大车、小马拉小车”的原则, 即锻件需采用比其自身质量更大、体积更大的铸锭作为母材, 经锻轧、挤压等热成形的的方式制造. 在这种“减材制造”理念的指导下, 大锻件均采用大钢锭制造, 例如AP1000核电机组的转子净重190 t, 往往需要500 t以上的铸锭, 这给制造企业的设备能力、技术水平均带来了极大的挑战, 业内常用“7654路线”来描述大锻件的制造工程之浩大, 即冶炼700 t钢水, 浇注600 t钢锭, 锻造500 t锻坯, 成形400 t锻件. 这种“以大制大”的思想不但使装备投入大, 而且造成了严重的材料和能源浪费. 通常去除冒口、水口后,

引用格式: 孙明月, 徐斌, 谢碧君, 等. 大锻件均质化构筑成形研究进展. 科学通报, 2020, 65: 3043–3058

Sun M Y, Xu B, Xie B J, et al. Research advances on homogenization manufacturing of heavy components by metal additive forging (in Chinese). Chin Sci Bull, 2020, 65: 3043–3058, doi: [10.1360/TB-2020-0191](https://doi.org/10.1360/TB-2020-0191)

锻件成材率仅为50%左右^[3]。除了经济性之外,大锻件的冶金质量是当前面临的更为严重的问题。当前工艺下大锻件的合格率非常低,特别是一些新开发的锻件常为“做二保一”。问题的根源是大锻件的基础母材——大型铸锭的内部冶金质量极难保障,这主要是因为大断面铸锭凝固时间长、冷却速度慢^[4,5],常达几十个小时。在这种超长的凝固过程中,固、液相内的溶质再分配造成在枝晶干和枝晶间形成偏析,凝固末期树枝晶搭接导致补缩不足形成疏松,凝固速度缓慢使晶粒长大形成粗大树枝晶^[6,7]。这些问题在小断面的铸坯中表现轻微,而在大断面的铸锭上表现得非常严重,存在明显的“尺寸效应”。

近半个世纪以来,国内外众多学者尝试改善大型铸锭的各种手段。20世纪70年代初,美国麻省理工学院的Flemings团队^[8]提出半固态成形方法,通过机械搅拌或超声振荡获得球状晶,利用其触变特性再进行铸造,可减轻枝晶偏析。20世纪80年代初,中国科学院金属研究所(简称“中科院金属所”)师昌绪团队^[9-12]深入研究高温合金凝固过程,揭示了偏析形成规律并提出了通过调配合金组元、降低溶质在固液两相区的浓度差进而改善成分偏析的低偏析技术。随后,李依依团队^[13-16]将低偏析技术扩展应用到高碳高合金铸锭上,通过控制微量元素O、Al、Ti、N、S含量,进而达到控制主元素偏析的效果。然而,这些方法需要调控合金成分,使溶质分配系数趋近1,限制了该技术在一些已固定成分范围的合金中的应用。近几年,在总结前人工作的基础上,Li等人^[17]通过解剖研究3支百吨级电弧炉熔炼的30Cr2Ni4MoV钢锭,发现凝固后期钢水中的氧化物会引起高溶质含量熔体的流动,造成钢中产生A型通道偏析。根据这一原理,研究人员提出控制大型铸锭的“低氧净化”方法,在若干大锻件的生产过程中获得应用,显著减轻了A型偏析缺陷。

为了获得整体上更为均匀的凝固组织,一些科研人员尝试提升冷却速度。例如使用电渣重熔或增加内冷铁,这些方法均可提高一般规格铸锭的凝固速率,但应用到更大铸锭时受到限制^[18]。Sang等人^[19]提出通过在铸锭过程加入特定成分的固态钢球来控制铸锭底部负偏析的方法,虽然在500 kg级铸锭浇注试验中得到验证,但在制造大钢锭时易引入夹杂物和不熔化等缺陷。一些学者尝试在铸锭凝固过程施加电场^[20]、电磁场^[21]、超声波^[22]、振动^[23]等外场处理办法,取得了一定的效果,但这些外场衰减较为厉害,无法解决百吨级

铸锭的中心缺陷问题。李军等人^[24]近期提出层状铸造新方法,将铸锭分为数个甚至数十个浇包逐次间隔浇注,通过逐层凝固控制偏析,但这种方法易造成冷隔和氧化,各包之间间隔时间难以准确把握,限制了其工程应用。由此可见,在当前学术界与工业界,大型铸锭的凝固缺陷尤其是宏观偏析已成为亟须解决但又极难解决的世界性经典难题^[17]。随着锻件向着“大型化、一体化、高性能”的发展,以及制造过程低能耗要求的不断提高,铸锭制造将面临更复杂的合金体系和更苛刻的组织/缺陷控制要求,均质化问题日益突出^[25]。为此,迫切需要开发一种颠覆性技术,解决大锻件的均质化问题。

20世纪80年代后期,为实现复杂构件的快速成型,在制造领域出现了增材制造技术。与传统的减材制造技术不同,它是通过添加材料逐渐累积的方式加工制造出具有复杂几何形状的零件,相对于传统的材料去除(切削加工)技术,是一种“自下而上”材料累加的制造方法^[26]。增材制造技术不但能够实现复杂型面零部件的快速成型,而且由于每次增加的材料在成分、组织上几乎完全一致,因此对于实现构件的均质化制备也具有良好的应用前景^[27]。增材制造中最具代表性的方法是激光增材制造(俗称3D打印),这种技术以合金粉或丝为原料,通过激光原位冶金熔化/快速凝固逐层堆积,直接从数字模型一步完成金属零件的近净成形制造^[28]。3D打印在结构复杂件的制造领域具有广阔的发展空间,但目前还存在制粉成本高、孔洞裂纹缺陷、内应力大等问题^[29]。尤其对于大锻件而言,零件难以达到高端结构件对力学性能的严格要求。究其原因,3D打印得到的毕竟仍是一种铸态组织,这存在“先天不足”^[30]。相比之下,传统锻造过程在热-力耦合作用下,金属内部发生再结晶,可破碎枝晶、愈合显微裂纹和孔洞,为获得优良的组织 and 性能奠定了金属学基础。大量的实验证明:3D打印的成形件在韧塑性和疲劳性能上往往达不到锻件的水平,美国Sandia国家实验室将3D打印成形的718合金样品与锻态样品比较,发现3D打印的材料延伸率仅为16%,较锻态的20%还有较大差距^[31]。因此,3D打印技术在大锻件制备领域的应用上还需要长期的研究与实践探索。

仔细比较传统的钢锭锻造方法和新兴的3D打印技术,从金属凝固角度不难看出,这两种制备技术处于两个极端。即大钢锭制备技术是将钢水熔化后整体铸造,凝固速度极慢,而3D打印技术是将金属制成细粉再重

熔后逐层堆积,凝固速度极快,两种技术均存在各自优势,但也有难以克服的先天不足.如果能够将这两种方法的优点结合起来,对于解决大锻件的均质化问题将是重大革新.在有限元模拟计算领域,通常会遇到这样的问题:网格的划分对于计算质量有重要的影响,网格划分得过于粗糙,计算结果不准确;而划分得过于精细,计算量会骤增而影响效率.只有适度尺寸的网格,才能在比较准确的同时又能经济地完成计算.类似地,金属构件在增材制造过程中,也应当考虑适度的单元尺寸,既不能过大而产生冶金缺陷,也不能过小而造成不可接受的制造成本.

以上考虑需要解决两个核心问题,即选取多大规模的金属单元以及如何将这些单元牢固地连接到一起.对于第一个问题,如果将寻找金属单元的视角放宽到当前自动化程度相当高的钢铁制造行业,就会发现中小规格的连铸板坯的内部质量已经完全达到了工程上对均质化金属单元的需求.这是由于连铸坯截面尺寸小、凝固速度快,钢坯的组织细小、偏析程度低,其冶金质量水平远超过同材质的大型钢锭,同时自动化程度高、制造成本较低,是一种非常理想的“适度尺寸”增材制造单元.对于第二个问题,如果我们跳出3D打印采用熔覆增材的工艺局限,将金属单元的连接模式从熔化连接转换为固态连接,就会发现在金属热加工领域已有相当成熟的金属真空扩散焊接技术^[32-34],可以将多个部件可靠地连接在一起.在此基础上,如果将

连接好的大型坯料施加高温大变形,使金属发生充分的再结晶和扩散,彻底消除界面,就可以全面提升材料的强韧性,获得满足使用要求的大锻件.这一思路将传统的铸坯、锻造技术与新兴的增材制造技术充分结合,兼顾了质量与成本,为解决大锻件的冶金质量问题开启了一扇大门.

基于对企业技术需求和瓶颈问题的了解和掌握,结合生产实践与理论分析,中科院金属所先进钢铁材料研究团队借鉴增材制造思想,创造性地提出了一种全新的大锻件制备思路——金属构筑成形技术^[35].这项技术突破了金属大构件的母材只能比其更大的传统思维,巧妙地借鉴建筑领域的“砌墙”原理,将多块均质化板坯通过表面加工、清洁处理、堆垛成形和真空封装后,在高温下施以保压锻造、多向锻造为特点的锻焊工艺,充分愈合界面,实现界面与基体的“无痕”连接(图1).区别于3D打印,这种技术不是以零部件的近净成形为目的,而是以获得零部件的基础材料——大型均质化的坯料为目标,后续还将进行传统的锻造成形与热处理,以保障构件最终性能.这项技术既能减轻偏析、疏松、粗晶等缺陷,同时又有效利用了当前工业体系中成熟的原材料和成形加工装备,有助于钢铁和重机行业的转型升级.

麦肯锡全球研究所的一项新研究——“改变未来经济和人类生活的12种颠覆性技术”^[36]强调指出:“技术创新所带来的实际经济收益不会源自那些炫目的想

图1 金属构筑成形技术思路

Figure 1 The route of metal additive forging technology

法,至少在近期内如此,而是源自正在趋于成熟的新兴技术与存在了数十年的传统技术的巧妙结合”。以此标准评价,金属构筑成形技术正是结合了传统锻造技术和新兴3D打印技术的各自优点,既能利用当前工业体系中已有成熟的连铸、锻压和热处理装备,同时又将广义的增材制造思想引入到大锻件制备过程中,实现大规模构件的均质化制造,是解决当前大锻件质量问题的有效新途径。

1 金属构筑成形的关键科学问题

金属构筑成形技术的科学本质是固态变形连接和增材制造。在真空、高温、高压和大变形条件下,表面充分洁净的两块金属接近到原子引力作用的范围内形成牢固的金属键,少量残余的显微孔洞和界面氧化物在扩散作用下逐渐消失,使界面与基体在成分、组织、性能上完全一致,实现冶金连接。因此,大锻件构筑成形的主要科学问题是界面的变形连接问题,即界面连接过程的传质、传热、化学反应以及原子键合、晶界迁移和成分、组织演化等问题。

金属构筑成形是一项全新的大锻件热加工技术,以往未见相关研究报道。但关于金属固态变形连接^[37],最早可追溯到数百年前的刀剑叠锻工艺,这种技术通过反复叠层锻打海绵铁可获得性能优异的金属材料,但关于其科学机理的研究远远落后于工艺水平。近年来,斯坦福大学Wadsworth和Sherby^[38]和麻省理工学院Smith^[39]曾在*Science*上发文进行激烈辩论,试图揭示叠锻刀具优异性能的秘密,但未能达成统一意见。自20世纪80年代以来,在变形连接领域逐渐形成了一些被学界接受的理论,主要包括机械啮合理论、薄膜理论、金属键理论、位错理论、再结晶理论、扩散理论、能量理论等^[32]。这些理论从不同角度解释了金属变形连接现象,但很多模型的建立是基于某种特定材料和单一工艺条件,并且大多是唯象理论,不同理论之间还有矛盾和争议。经过几个世纪的发展,金属固态连接方法得到广泛应用,产生大量成熟工艺和相关研究结果可供借鉴。目前已被广泛研究和应用的金属固态连接技术主要包括扩散焊、冷轧焊、挤压焊、爆炸焊、搅拌摩擦焊等^[37,40-42]。这些固态焊接技术与熔化焊相比,焊接接头无焊缝组织,热影响区较小或不存在热影响区,因此焊接区域性能衰减较小。一般认为,固态连接过程主要依靠金属间的黏合和扩散^[43]。

黏合是指理想的光滑、相互平行的表面接近时,

能够自然形成很强的金属键,其强度并不低于完好金属的强度。在室温或低温下形成固态连接的工艺主要依靠黏合过程,如爆炸焊^[44]和冷轧焊^[45]。爆炸焊是通过爆炸使金属以极高速度碰撞,在界面形成极大压力,使界面两端原子克服原子间排斥力,从而形成新的金属键连接状态^[46]。类似地,冷轧焊是通过较大的塑性变形使表面硬化层和污染层破裂,露出的新鲜金属在持续的大塑性变形下接近到原子间作用力范围内,从而实现黏合连接^[47]。扩散是分子热运动导致的一种自然现象,但要实现一定强度的固态扩散连接,必须保证一定的温度。其最典型的应用是扩散焊^[32]。扩散焊是指在一定的温度和压力下,被连接表面相互接触,凸起部分发生微观塑性变形,未完全接触部分通过长时间扩散形成固态连接的过程。该过程温度高、持续时间长,并且为防止氧化必须在较高真空度下进行,但界面塑性变形很小,仅存在局部区域的塑性变形^[32]。黏合和扩散均可以实现金属的固态连接,采用不同的工艺方案,其发挥的作用大小也不同。

微观上,固态变形连接是金属原子在黏合、扩散作用下的冶金结合过程;介观上,固态变形连接可以看作是连接界面上的晶粒在热变形作用下发生晶界迁移进而相互融合的过程。Hu等人^[48]在研究Ni₃Al板材扩散焊接头组织演变过程中,首次指出晶界迁移行为是促使界面上晶粒相互融合的主要原因,晶界迁移主要发生在三叉晶界处。Huang等人^[49]通过研究扩散焊接参数对7075铝合金焊接接头力学性能影响,发现焊接强度依赖于界面上晶界迁移和晶粒生长行为,并指出界面晶界迁移和晶粒生长是实现焊接接头冶金连接的主要原因。Zhang等人^[50]指出在孔洞完全闭合以及界面晶界完全迁移后,马氏体不锈钢扩散焊接头的剪切强度可以与基体材料的剪切强度完全匹配。尽管许多学者详细研究了扩散焊接过程中结合界面上晶界的迁移对接头力学性能的影响,但这些研究大都关注结合界面处在微变形条件下的晶界迁移情况。相比之下,金属构筑成形技术是通过自由锻过程中的反复大变形来实现固态连接的,与当前广泛应用的爆炸焊、扩散焊等金属固态连接技术相比,该过程中应变较大(>0.5),温度较高(钢的锻造温度约为1200°C),真空度较高($10^{-2} \sim 10^{-3}$ Pa),应变速率较低($<0.1 \text{ s}^{-1}$),保温时间长(大锻件通常 $>24 \text{ h}$),因此构筑成形过程的固态连接条件是高温、高真空、大塑性变形条件,与传统的固态连接技术有很大差异,是一个全新的研究领域。更进一步讲,

在高温变形连接过程中,严重的塑性变形将导致变形区组织发生剧烈的动态再结晶,这是高温变形连接效率显著高于扩散焊接的最主要原因之一.在不同金属材料、不同变形温度下,再结晶的形式有所不同.研究发现,在低层错能的材料中发生的不连续动态再结晶与晶界弓出机制密切相关^[51],晶界的局部迁移(即凸起)导致晶核的形成,长大过程中消耗变形基体的形变储能.在高层错能的材料中发生的连续动态再结晶与亚晶界演化相关^[52],初始的小角度晶界随应变增大逐渐转化为高角度晶界,最终触发再结晶发生^[53].显然,不同的再结晶机制势必影响界面的变形连接行为,从而影响连接效率和界面的力学性能.然而,虽然目前的一些研究已表明界面动态再结晶行为对界面愈合具有重要作用^[54],但关于界面处再结晶晶粒的形核以及长大行为、晶粒跨越界面促进金属愈合的机制,以及第二相粒子对晶界迁移的影响规律仍需进一步探索.

除了再结晶对构筑成形界面的愈合具有重要影响外,待连接界面的清洁程度也是另外一个决定性因素.实际上,连接前的金属表面在微观上是凹凸不平的,且存在复杂的吸附层结构,覆盖着不同的氧化膜或污染物^[48].这种表面组织和成分的不规则性,使得固态变形连接过程变得极其复杂.显然,金属表面存在的氧化膜/污染物层是阻碍金属变形连接的关键要素,任何有效的连接,其首要条件都是在去除污染物的基础上,通过大变形使氧化膜发生破碎,露出新鲜金属表面并结合在一起^[55].许多研究者针对冷态压力焊接区域进行了表征,以定量研究破碎区域大小对界面结合质量的影响^[47,56].研究发现,氧化膜破碎需要一个临界应变,在此应变以上,新生成的新鲜金属被挤入对方氧化膜破碎的区域,从而实现局部结合,这些研究提供了一种变形连接过程的唯象模型,解释了氧化膜的破碎过程,但关于氧化膜的存在形态、后续的演化规律尚不清楚.很多学者认为氧化膜会以夹杂物形态残留于界面附近,对界面的力学性能产生不利影响^[57-60].

近期,国内外学者借助多种先进表征手段,均发现在高温及低氧分压条件下,金属表面的固相金属氧化物将由高价向低价还原,最终形成的简单氧化物也会解离为自由氧离子及单质金属,固溶到基体当中.例如,Bonifacio等人^[61]通过原位透射电子显微镜(TEM)观察到氧化铁逐级还原为单质铁;Sharma等人^[62]结合X射线光电子能谱分析(XPS)验证了Ti-Zr-V薄膜上发生了氧化钛的还原过程;Sridharan等人^[63]采用三维原

子探针技术(APT)对Al-Fe扩散连接界面附近组元的分布进行了原子重构,发现界面附近存在明显的氧富集区.上述研究结果证实了一般金属氧化物在高温及低氧压条件下发生热力学分解的必然性,这为消除变形连接界面处残存的氧化膜提供了新思路.然而,连接界面的氧化物消失除了在热力学上具备分解条件外,还与动力学扩散过程有关,需要更多的原位实验观察和第一性原理计算等手段做进一步研究和证实.

2 金属构筑成形过程界面演化行为研究进展

中科院金属所在扩散焊、变形连接等经典研究工作的基础上,采用第一性原理计算、真空热变形物理模拟、中试试验等手段,较为系统地研究了若干合金高温变形连接过程中的组织演化和界面氧化膜演变规律,初步揭示了在一定工艺条件下构筑界面高温变形连接机理.

2.1 界面再结晶研究进展

金属构筑成形是在真空、高温及大变形条件下实现界面的结合.在变形连接过程中,界面将发生严重的塑性变形.一方面,塑性变形提供了克服表面粗糙度的物质流动,消除了原始界面上的凹陷和凸起,从而在微观尺度上建立起待连接金属之间的接触;另一方面,塑性变形会使得界面区域发生动态再结晶.研究表明,动态再结晶主要分为两种主要机制^[52].一般低层错能材料中常发生不连续动态再结晶,以晶界弓出为主要特征^[51],晶界的局部弓出导致新晶核的形成,晶界持续迁移使得晶核长大并消耗变形储能而完成再结晶过程.高层错能材料则主要发生连续动态再结晶^[52],通过亚晶持续转动使得其亚晶界取向差不断增加直至形成大角度晶界,进而原位形成新的再结晶晶粒^[53].Tang等人^[54]对TiAl合金连接界面晶粒的再结晶行为及其对界面剪切强度的影响做了详细研究,指出结合界面再结晶的发生可改变断裂模式进而改善接头的强度.由此可见,不同的再结晶机制势必影响界面晶界的迁移,从而影响连接界面的力学性能.为了深入研究界面动态再结晶行为,中科院金属所科研人员采用热压缩连接物理模拟方法研究了构筑成形过程中界面组织的演化.

(i) 纯铜热变形连接过程界面组织演化.为避免固态相变对组织观察的干扰,科研人员选择成分单一、具有FCC结构的单相组织以及低层错能特征的纯

铜作为研究对象,用于探究构筑成形过程中界面愈合行为与不连续再结晶机制之间的内在关系.关于纯铜热变形过程中再结晶微观结构演变机理已有较多报道^[64],研究人员在此基础上对纯铜热变形连接界面的结合组织进行了表征.研究表明^[65],在热变形连接过程中,界面区首先发生动态再结晶形核(图2(a)).再结晶晶粒起源于形变后微观结构中产生的小体积亚结构,在畸变能的驱动下这种亚结构自发地向再结晶晶粒转化,转化过程发生大角度晶界凸起,即界面晶界向前弓出迁移(图2(b)).这个过程一般被认为是应变诱导晶界迁移行为^[66],其驱动力来自自由热变形引起的晶界两侧位错含量的差异.这种差异是由于相邻晶粒取向不一致而引起变形过程中滑移系开动不同,或者晶界附近不均匀变形所导致的.随着凸起的发展,与凸起晶界相连接的部位位错含量保持不变,但晶界面积不断增大,即晶界能不断增大,作用于晶界凹侧的位错结构所产生的约束压力不断减小.因此,这种凸起一旦形成,它将持续长大直至达到新的平衡,并演化成再结晶晶粒.通过再结晶晶粒的形核、长大和跨越界面,最终实现连接界面的冶金结合(图2(c)).

(ii) 镍基高温合金热变形连接过程界面组织演化.为进一步探索工程材料变形连接过程的界面组织演化,科研人员开展了镍基高温合金IN718的热变形连接试验^[67~69].尽管IN718合金与纯铜同为FCC结构单相组织、兼具低层错能特征,但由于合金元素成分复杂,其热变形过程的组织演变同时具有不连续动态再结晶和连续动态再结晶两种机制.这使得该合金界面愈合过程亦表现出两种不同行为,即在较高温度变形时,界面组织愈合行为与纯铜相同,都是由位错含量差异引起的晶界迁移导致的^[68];而在较低温度变形时,界面组织愈合过程则与亚晶粒的演化相关^[69].这一过程可以用图2(d), (e)来描述:变形初期界面两侧的晶粒内部生成大量亚晶粒(图2(d)),合金发生动态回复,应变诱导晶界迁移的行为起源于单个较大尺寸的亚晶粒.其机制为,晶界两侧在没有应变存储能差的情况下,当界面附近出现临界尺寸的亚晶粒,即可诱导晶界弓出,在这种情况下没有位错结构的拖拽阻力,晶界迁移的能力仅取决于亚晶粒的尺寸、分布以及晶界能(或晶粒取向差),晶界迁移速度相对更快,最终形成跨越界面的再结晶晶粒(图2(e)),实现界面愈合.

图2 不同合金体系热变形连接界面动态再结晶演化机制. (a)~(c) 纯Cu^[65]; (d), (e) IN718合金^[69]; (f)~(i) 氧化物弥散强化钢(ODS钢)^[70]

Figure 2 Evolution mechanism of dynamic recrystallization of bonded interfaces in different alloy systems during hot deformation bonding. (a)~(c) Cu^[65]; (d), (e) IN718 superalloy^[69]; (f)~(i) ODS steel^[70]

(iii) ODS钢热变形连接过程界面组织演化. 为了考察第二相对界面愈合的影响, 科研人员对ODS钢构筑界面的组织演变进行了研究^[70,71]. ODS钢为高层错能、BCC结构材料, 基体上弥散分布大量纳米级氧化物, 以往研究报道ODS钢热变形过程主要发生连续动态再结晶. 然而, 科研人员在其变形连接界面处却观察到不连续动态再结晶现象(图2(f)~(i)). 通过结构表征表明, 这主要是由于ODS钢中纳米氧化物分布不均以及不可动界面的引入, 使得在连接界面附近形成较大的应变储能梯度, 为应变诱导晶界迁移提供驱动力. 因此, 界面处会发生明显的晶界弓出使其成为不连续动态再结晶形核的优先位置, 同时弓出区域后端形成桥接亚晶界, 并逐渐转变为大角度晶界, 使弓出区域分离出来而形成再结晶晶核. 此后, 晶核通过消耗周围变形基体的形变储能能快速长大, 随着变形量增加, 界面晶界迁移速率提升, 晶界实现长程迁移, 最终实现界面有效愈合.

2.2 界面氧化物演化研究进展

影响界面连接的另一个关键因素是表面氧化膜. 虽然构筑成形界面结合是在真空条件下进行, 但在实际工况中, 由于设备能力受限, 无法达到绝对真空, 因此金属表面在加热过程中不可避免发生一定程度的氧化, 尤其是对于表面易形成致密稳定氧化膜的金属, 如不锈钢、高温合金、铝合金等, 表面氧化膜将严重影响其界面结合. 例如在对同样真空封装轧制复合板的研究中, Xie等人^[72]发现在真空度为 10^{-1} Pa下进行复合轧制时, 复合界面存在Mn-Si-O氧化物; 另外, Zhu等人^[58]也报道了界面氧化物将阻碍316不锈钢轧制复合板的界面结合, 影响界面力学性能. 但是学术界对于金属表面初始氧化、表面氧化膜在连接过程中的转变及后续演化情况却鲜有研究. 近期, 中科院金属所研究团队针对在核电中广泛应用的316不锈钢其连接表面的初始氧化状况及界面氧化物的演化行为等进行了较为系统的研究.

(i) 构筑连接表面在一定真空环境下的氧化行为. 当前已有较多针对不锈钢在空气或腐蚀性介质中高温氧化行为的研究报道. Wang等人^[73]报道了316LN不锈钢的高温氧化具有选择性, 氧化首先发生于富Cr晶界处; 900°C时氧化膜主要为 Cr_2O_3 , 1000°C时氧化膜组成为 Cr_2O_3 和尖晶石结构的 MnCr_2O_4 , 1200°C时除了 Cr_2O_3 和 MnCr_2O_4 外, 还存在少量的 FeCr_2O_4 . 然而对于不锈钢

在一定真空条件下氧化行为的研究还鲜有报道. Xie等人^[74]研究了不同真空度下316不锈钢连接表面的氧化及初始表面氧化膜在热压缩连接过程中的转变问题, 发现原始态表面氧化膜为Fe和Cr的二氧化物, 厚度仅为5 nm; 当在真空度为 10^{-2} Pa的高真空, 温度为1200°C的高温环境中保温一定时间后, 表面氧化膜厚度增加为30 nm, 氧化膜为双层结构, 外层为 Fe_3O_4 , 内层为Fe-Cr尖晶石氧化物, 对具有此类型表面氧化膜的连接表面进行热压缩连接后, 在界面上未发现氧化物颗粒, 连接界面结合良好. 当在真空度为 10^{-1} Torr (1 Torr $\approx$ 133 Pa)的低真空, 温度为1200°C的高温环境中保温相同时间后, 表面氧化膜的厚度增加到500 nm(图3(a)), 氧化膜也为双层膜结构, 且氧化物的类型发生改变, 外层为 MnFe_2O_4 尖晶石氧化物, 内层主要为 FeCr_2O_4 尖晶石氧化物以及富Si氧化物颗粒, 对具有此类型表面氧化膜的连接表面进行热压缩连接后, 通过透射表征分析发现初始复杂表面氧化膜转化为单一的 MnCr_2O_4 尖晶石氧化物残存于连接界面上, 进而阻碍界面的连接.

(ii) 界面氧化物在热变形过程的演化. 316不锈钢真空热压缩连接后, 在界面上残存破碎的 MnCr_2O_4 界面氧化物将破坏界面的结合效果. 同样地, Shimizu等人^[60]在研究Al合金超声固化增材制造时发现破碎的氧化物颗粒将残存于界面; Chen等人^[59]也发现非晶变形连接界面上将残存破碎的界面氧化物颗粒. 这些残存的界面氧化物必然会影响界面的力学性能, 很多相关研究表明界面氧化物将成为拉伸、疲劳试验的起裂点. 因此, 减少、改性甚至消除界面氧化物是获得有效界面连接的必要条件, 也是金属构筑成形技术的关键. 中科院金属所科研人员采取准原位观察的方式研究了316不锈钢界面氧化物的演化情况^[75], 结果如图3(b)所示. 从界面的组织演化可以清楚地看到, 首先, 在接触变形过程中表面氧化膜破碎并被包裹于界面上形成界面氧化物 MnCr_2O_4 ; 然后, 在高温、高真空下, 界面氧化物 MnCr_2O_4 将发生系列分解; 最后, 离子态的氧会短程扩散到基体当中, 在界面两侧区域形成新的纳米级氧化物颗粒. 通过透射分析表征, 发现随着保温时间的增加, 界面两侧析出颗粒区域的宽度逐渐增加, 且析出颗粒物的类型由 $\text{MnCr}_x\text{Al}_{2-x}\text{O}_4$ 转变为 $\text{Mn}_x\text{Al}_{3-x}\text{O}_4$, 最后转变为纳米尺寸的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 氧化物颗粒(图3(c)). 值得强调的是, 经过长时间的保温, 界面氧化物将彻底分解, 氧固溶到基体中, 并长程扩散, 使界面完全消失, 连接界

图3 316不锈钢界面氧化物分解与演化。(a) 构筑连接表面真空氧化膜^[74]；(b) 界面氧化物随保温时间的演化^[75]；(c) 界面两侧析出氧化物颗粒类型和成分演化^[75]；(d) 氧化学势的Mn-Cr-O相图^[76]

Figure 3 Dissolution and evolution of interfacial oxides in 316 stainless steel. (a) Surface oxide scale of stainless steel during additive forging^[74]. (b) Evolution of interfacial oxide with holding time^[75]. (c) The type and composition evolution of oxide particles precipitated on both sides of the interface^[75]. (d) Mn-Cr-O phase diagram as function of oxidation potential^[76]

面组织与基体无差异，从而使得连接接头的力学性能恢复到与母材一致的水平。这一重要的实验结果突破了氧化物在钢中稳定存在不发生分解的传统观点，使

构筑后界面实现“无痕”连接成为可能。

(iii) 界面氧化物分解的第一原理计算。为进一步理解界面氧化物的分解机制，科研人员^[76]结合第一原

理计算及热力学方法研究了316LN热压缩连接界面氧化物 MnCr_2O_4 热力学稳定性及界面氧化物的分解行为. 利用GGA+U方法对氧化物进行结构优化及能量计算^[77], 构建了关于氧化化学势的Mn-Cr-O相图(图3(d))来确定 MnCr_2O_4 的热力学稳定范围. 由于对形成能的高估以及氧化物自身结构复杂性^[78,79], 该范围略宽于实验结果, 但所预测的氧化物演化规律与实验结果是完全一致的. 计算结果表明, MnCr_2O_4 可稳定存在的热力学区间为 $-28.95\sim 386.97$ kJ/mol, 不同类型氧化物及金属相与其共存, 并取决于O和Mn的化学势. 这项研究结果阐明了在热压缩连接界面上存在着氧化、还原及分解等过程. 基于该研究结论, 当界面附近的氧化化学势低于 -386.97 kJ/mol时, 热力学上所有的氧化物都将分解为金属相及解离[O]. 该研究结果从理论上证实了构筑界面上的 MnCr_2O_4 复杂氧化物在适当条件下分解的必然性.

3 金属构筑成形技术的工程应用实例

金属构筑成形技术以其变革性、实用性和可操作性等特点, 成为当前大锻件制造的一种重要新兴方法. 针对一些重大工程对均质化大锻件的紧迫需求, 其工程应用已先于机理研究. 中科院金属所通过近几年持

续高强度的投入研究, 已成功研制出大型金属构筑成形科研设备, 开发出可工程实施的金属构筑成形关键技术(图4), 并完成了从实验室克级至工业化200 t级的构筑成形试验验证. 通过对转子样件进行全面的解剖和组织性能评价(图5), 证实了界面结合区域无论是在缺陷形态、组织形貌, 还是在强度、韧塑性能上, 均达到与基体一致的程度, 可真正实现“无痕”的冶金连接. 在此基础上, 本课题组承接了中核集团中国原子能科学研究院的示范快堆 $\phi 15.6$ m级支承环的研制工作, 联合太原钢铁集团有限公司、伊莱特重工股份有限公司等企业, 通过连铸坯分级构筑成形和环轧, 完成这一世界上最大的整锻式不锈钢环形锻件研制, 产品通过严苛的考核并已交付用户使用. 这项研究成果在央视《朝闻天下》、《人民日报》、《科技日报》等媒体上报道, 并入选“壮丽70年共和国发展成就巡礼”. 此外, 应用金属构筑成形技术, 科研团队还承担了水电站水轮机转轮主轴、核电大口径不锈钢压力管、压水堆核电站反应器和蒸发器、燃气轮机高温合金涡轮盘、某低温工程压缩机转子、某船艏轴毂等重大装备核心部件的研制任务, 完成了样件的试制(图6)并通过初步的考核评定. 这些工程构件覆盖了锻造领域的轴类、管类、环筒类、盘类等典型锻件, 材料涉及合金钢、不

图4 某型火电转子锻件构筑成形工艺流程. (a) 板坯组坯封焊; (b) 高温变形连接; (c) 多向锻造; (d) 整体成形

Figure 4 Additive forging process of a certain type of thermal power rotor forging. (a) Vacuum sealing of slab continuous casting; (b) high temperature forging; (c) multiple forging; (d) forming

图5 某型火电转子样件的检测与评价。(a) 低倍组织; (b) 轴向性能分布; (c) 径向性能分布; (d) 切向性能分布

Figure 5 Detection and evaluation of a certain type of thermal power rotor sample. (a) Low magnification corrosion map; (b) mechanical property distribution in the axial direction; (c) mechanical property distribution in the radial direction; (d) mechanical property distribution in the tangential direction

锈钢、钛合金、高温合金、铜合金等, 实践结果证实了金属构筑成形技术的通用性和可靠性。

4 总结与展望

本文报道了一种全新的大锻件制造思路——金属构筑成形技术。该技术通过将多块均质化板坯进行表面加工、清洁处理、堆垛成形和真空封装后, 在高温下施以保压锻造、多向锻造为特点的锻焊工艺, 充分愈合界面, 实现界面与基体完全一致的“无痕”连接, 从

而制得高品质大锻件。通过对构筑界面成分、组织、结构等演化过程的系统研究, 发现了界面氧化物在高温下的自分解现象, 初步阐明了氧化物分解过程的热力学、动力学原理; 研究了不同类型合金结合界面的再结晶机制, 为金属构筑成形技术的应用提供了初步的理论指导。

必须指出的是, 虽然金属构筑成形技术已有一定的工程应用业绩, 但关于构筑界面演化的研究工作仍需不断探索。前期的研究结果表明, 界面的消除是一个

图6 金属构筑成形技术的代表性样件. (a) 110 t水轮机主轴; (b) $\phi 715$ mm大口径不锈钢压力管; (c) $\phi 15.6$ m不锈钢支承环; (d) $\phi 720$ mm高温合金涡轮盘

Figure 6 Representative components manufactured by metal additive forging technology. (a) 110 t turbine main shaft; (b) $\phi 715$ mm large diameter stainless steel pressure tube; (c) $\phi 15.6$ m stainless steel support ring; (d) $\phi 720$ mm superalloy turbine disk

多场耦合、多尺度问题。考虑到合金体系和处理工艺的差别，金属表面上的氧化膜和吸附层在真空、高温、大变形条件下的破裂、分解及固溶均有所差别。不同材料新鲜表面的金属原子在高温、高压条件下的热激活与振动、金属键合，面扩散、体扩散、再结晶，界面初生组织的立体生长，以及合金中固溶元素、第二相均会对连接质量和均质化程度产生重要影响。因

此，在基础研究方面，还需要对这些物理化学过程开展深入研究，进一步阐明不同材料界面再结晶、氧化膜分解、原子扩散规律；在工程应用方面，需要开发出基材表面高效加工与活化、难变形合金构筑成形、多层异质材料构筑成形等关键技术，建立构筑成形构件的性能评价体系和应用准则，为该技术的不断成熟和应用奠定基础。

参考文献

- Guo H G, Qu Z S. Development of heavy forging manufacturing industry in our country (in Chinese). *Heavy Cast Forg*, 2003, (1): 42–45 [郭会光, 曲宗实. 我国大锻件制造业的发展. *大型铸锻件*, 2003, (1): 42–45]
- Li D Z, Zhang Y T, Liu S, et al. Modeling of material manufacturing process (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 2001, 37: 449–452 [李殿中, 张玉妥, 刘实, 等. 材料制备工艺的计算机模拟. *金属学报*, 2001, 37: 449–452]
- Wang Y Y. Analysis of China's large-scale casting and forging industry (in Chinese). *For Econom Rel Trade*, 2013, (1): 79–81 [王银毓. 我国大型铸锻件行业分析. *对外经贸*, 2013, (1): 79–81]
- Hunt J. *Solidification and Casting of Metals*. London: The Metal Society, 1979
- Kerr R C, Woods A W, Worster M G, et al. Disequilibrium and macrosegregation during solidification of a binary melt. *Nature*, 1989, 340: 357–362
- Flemings M C. Our understanding of macrosegregation: Past and present. *ISIJ Int*, 2000, 40: 833–841
- Beckermann C. Modelling of macrosegregation: Applications and future needs. *Int Mater Rev*, 2002, 47: 243–261
- Apelian D, Flemings M C, Mehrabian R. A new process for atomization of metal alloys. *J Mater Sci*, 1975, 10: 460–468

- 9 Zhu Y, Zhang S, Xu L, et al. The influence of boron on porosity of cast Ni-base superalloys. *Acta Metall Sin*, 1985, 21: A1
- 10 Hu Z Q, Tang Y J, Zhang J S, et al. Effects of trace elements on directionally solidified IN738 alloy (basic research) (in Chinese). *J Mater Eng*, 1992, 1: 95–101 [胡壮麒, 唐亚俊, 张济山, 等. 微量元素对定向凝固IN738合金的影响(基础研究). *材料工程*, 1992, 1: 95–101]
- 11 Zhu H Q, Tang Y J. Effects of P, Zr and B on microstructure and segregation of directionally solidified IN738 superalloy (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 1994, 30: A312–A320 [朱洪群, 唐亚俊. P, Zr, B对定向凝固IN738合金组织和偏析的影响. *金属学报*, 1994, 30: A312–A320]
- 12 Zhu Y X. Low segregation superalloys (in Chinese). *Trans Mater Heat Treat*, 1997, 18: 16–22 [朱耀霄. 低偏析高温合金. *金属热处理学报*, 1997, 18: 16–22]
- 13 Tan J, Ma L M, Liang G J, et al. Effect of trace element on the microsegregation in Cr-Ni-N austenitic steels (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 1999, 35: 809–815 [谭军, 马禄铭, 梁国军, 等. 微量元素对Cr-Ni-Mn-N奥氏体抗氢钢微观凝固偏析的影响. *金属学报*, 1999, 35: 809–815]
- 14 Wang A C, Li Y Y, Li D F, et al. Effect of Nb and Ti contents on micro-segregation of J-90 alloy (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 1995, 5: 216–222 [王安川, 李依依, 李冬法, 等. Nb, Ti含量对J-90合金凝固偏析的影响. *金属学报*, 1995, 5: 216–222]
- 15 Zhou G, Wang W H. Partition behavior simulations of minor elements during Ni-based alloy solidification (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 2000, 36: 472–476 [周刚, 王文皓. 微量元素在Ni基合金凝固过程中分配行为的模拟. *金属学报*, 2000, 36: 472–476]
- 16 Zhang Y T, Chen B, Liu K, et al. Development of low segregation technology (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 2017, 53: 559–566 [张玉妥, 陈波, 刘奎, 等. 低偏析技术的发展. *金属学报*, 2017, 53: 559–566]
- 17 Li D Z, Chen X Q, Fu P X, et al. Inclusion flotation-driven channel segregation in solidifying steels. *Nat Commun*, 2014, 5: 1–9
- 18 Ling Y F, Hu C J. Application of inner chilling on heavy thick wall steel castings (in Chinese). *China Found Mach Technol*, 2010, 2: 36 [凌云飞, 胡昌军. 内冷铁在厚大铸钢件上的应用. *中国铸造装备与技术*, 2010, 2: 36]
- 19 Sang B, Kang X, Li D. A novel technique for reducing macrosegregation in heavy steel ingots. *J Mater Process Technol*, 2010, 210: 703–711
- 20 Liao X, Zhai Q, Luo J, et al. Refining mechanism of the electric current pulse on the solidification structure of pure aluminum. *Acta Mater*, 2007, 55: 3103–3109
- 21 Cui J, Zhang Z, Le Q. DC casting of light alloys under magnetic fields. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2010, 20: 2046–2050
- 22 Liu Q, Zhai Q, Qi F, et al. Effects of power ultrasonic treatment on microstructure and mechanical properties of T10 steel. *Mater Lett*, 2007, 61: 2422–2425
- 23 Fu H, Zhou Q, Tuo H C, et al. Microstructure refinement of AZ91D-3Ca alloy by compound treatment of ultrasonic and mechanical vibration (in Chinese). *Spec Cast Nonferr Alloys*, 2013, 33: 1066–1070 [付浩, 周全, 脱宏超, 等. 超声-机械振动复合处理细化AZ91D-3Ca镁合金的凝固组织. *特种铸造及有色合金*, 2013, 33: 1066–1070]
- 24 Li J, Xia M X, Hu Q D, et al. Solutions in improving homogeneities of heavy ingots (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 2018, 54: 773–788 [李军, 夏明许, 胡侨丹, 等. 大型铸锭均质化问题及其新解. *金属学报*, 2018, 54: 773–788]
- 25 Wang B Z. Green Manufacturing Technology for Super Heavy Nuclear Power Forging (in Chinese). Beijing: China Electric Power Press, 2018 [王宝忠. 超大型核电锻件绿色制造技术与实践. 北京: 中国电力出版社, 2018]
- 26 Lu B H, Li D C. Additive manufacturing (3D printing) technology development (in Chinese). *Mach Build Auto*, 2013, (4): 7–10 [卢秉恒, 李涤尘. 增材制造(3D打印)技术发展. *机械制造与自动化*, 2013, (4): 7–10]
- 27 Lin X, Huang W D. Laser additive manufacturing of high-performance metal components (in Chinese). *Sci Sin Infor*, 2015, 45: 1111–1126 [林鑫, 黄卫东. 高性能金属构件的激光增材制造. *中国科学: 信息科学*, 2015, 45: 1111–1126]
- 28 Wang H M. Materials' fundamental issues of laser additive manufacturing for high-performance large metallic components (in Chinese). *Acta Aeron Astron Sin*, 2014, 35: 2690–2698 [王华明. 高性能大型金属构件激光增材制造: 若干材料基础问题. *航空学报*, 2014, 35: 2690–2698]
- 29 Ngo T D, Kashani A, Imbalzano G, et al. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Compos Part B-Eng*, 2018, 143: 172–196
- 30 He R J, Wang H M. Fatigue crack nucleation and growth behaviors of laser melting deposited Ti-6Al-2Zr-Mo-V. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527: 1933–1937
- 31 Zhang K, Liu W J, Shang X F, et al. Research on technology of directly laser rapid manufacturing metal part (in Chinese). *Tool Eng*, 2005, (5): 3–9 [张凯, 刘伟军, 尚晓峰, 等. 金属零件激光直接快速成形技术的研究(上)—国外篇. *工具技术*, 2005, (5): 3–9]
- 32 Kazakov N F. Diffusion Bonding of Materials. Amsterdam: Elsevier, 2013
- 33 Derby B, Wallach E R. Diffusion bonding: Development of theoretical model. *Metal Sci*, 1984, 18: 427–431
- 34 Hill A, Wallach E R. Modelling solid-state diffusion bonding. *Acta Metall*, 1989, 37: 2425–2437
- 35 Sun M Y, Xu B, Li D Z, et al. Constructing-and-forging method for preparing homogenized forged pieces. US Patent. 20180078995, 2018-03-22
- 36 Fang L S, James M, Richard D, et al. 12 disruptive technologies that will change the future economy and human life (in Chinese). *World Sci*, 2013, (8): 5–8 [方陵生, 詹姆斯·玛尼卡, 理查德·多布斯, 等. 改变未来经济和人类生活的12种颠覆性技术. *世界科学*, 2013, (8): 5–8]
- 37 Mori K, Bay N, Fratini L, et al. Joining by plastic deformation. *CIRP Ann*, 2013, 62: 673–694
- 38 Wadsworth J, Sherby O D. Damascus steel-making. *Science*, 1982, 218: 328–330

- 39 Smith C S. Damascus steel. *Science*, 1982, 216: 242–244
- 40 Crossland B. *Explosive Welding of Metals and its Application*. Oxford: Oxford University Press, 1982
- 41 Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing. *Mater Sci Eng R*, 2005, 50: 1–78
- 42 Liu Y, Wang L, Song X, et al. Microstructure and high-temperature deformation behavior of dissimilar superalloy welded joint of DD407/IN718 (in Chinese). *Acta Metal Sin*, 2019, 55: 1221–1230 [刘杨, 王磊, 宋秀, 等. DD407/IN718 高温合金异质焊接接头的组织及高温变形行为. *金属学报*, 2019, 55: 1221–1230]
- 43 Lee L H. *Fundamentals of Adhesion*. Berlin: Springer, 2013
- 44 Findik F. Recent developments in explosive welding. *Mater Des*, 2011, 32: 1081–1093
- 45 Li L, Nagai K, Yin F. Progress in cold roll bonding of metals. *Sci Technol Adv Mater*, 2008, 9: 023001
- 46 Serizawa H, Shibahara I, Rashed S, et al. Numerical study of joining process in magnetic pressure seam welding. *Trans JWRI*, 2009, 38: 63–68
- 47 Bay N. Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. *Welding J*, 1983, 62: 137
- 48 Hu W, Ponge D, Gottstein G. Origin of grain boundary motion during diffusion bonding by hot pressing. *Mater Sci Eng A*, 1995, 190: 223–229
- 49 Huang Y, Ridley N, Humphreys F J, et al. Diffusion bonding of superplastic 7075 aluminium alloy. *Mater Sci Eng A*, 1999, 266: 295–302
- 50 Zhang C, Li H, Li M Q. Formation mechanisms of high quality diffusion bonded martensitic stainless steel joints. *Sci Technol Weld Join*, 2015, 20: 115–122
- 51 Ponge D, Gottstein G. Necklace formation during dynamic recrystallization: Mechanisms and impact on flow behavior. *Acta Mater*, 1998, 46: 69–80
- 52 Huang K, Logé R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials. *Mater Des*, 2016, 111: 548–574
- 53 Sakai T, Miura H, Goloborodko A, et al. Continuous dynamic recrystallization during the transient severe deformation of aluminum alloy 7475. *Acta Mater*, 2009, 57: 153–162
- 54 Tang B, Qi X S, Kou H C, et al. Recrystallization behavior at diffusion bonding interface of high Nb containing TiAl alloy. *Adv Eng Mater*, 2016, 18: 657–664
- 55 Brochu M. Joining of bulk nanostructured materials. In: Zhou Y, ed. *Microjoining and Nanojoining*. Abington: Woodhead Publishing, 2008. 741–757
- 56 Wright P K, Snow D A, Tay C K. Interfacial conditions and bond strength in cold pressure welding by rolling. *Met Tech*, 1978, 5: 24–31
- 57 Malik N, Carvalho P A, Poppe E, et al. Interfacial characterization of Al–Al thermocompression bonds. *J Appl Phys*, 2016, 119: 205303
- 58 Zhu Z, He Y, Zhang X, et al. Effect of interface oxides on shear properties of hot-rolled stainless steel clad plate. *Mater Sci Eng A*, 2016, 669: 344–349
- 59 Chen W, Liu Z, Schroers J. Joining of bulk metallic glasses in air. *Acta Mater*, 2014, 62: 49–57
- 60 Shimizu S, Fujii H T, Sato Y S, et al. Mechanism of weld formation during very-high-power ultrasonic additive manufacturing of Al alloy 6061. *Acta Mater*, 2014, 74: 234–243
- 61 Bonifacio C S, Das G, Kennedy I M, et al. Reduction reactions and densification during *in situ* TEM heating of iron oxide nanochains. *J Appl Phys*, 2017, 122: 234303
- 62 Sharma R K, Jagannath R K, Bhattacharya S, et al. Deposition and in-situ characterization of Ti–Zr–V alloy thin films annealed at different temperatures under ultra-high vacuum conditions. *J Alloys Compd*, 2015, 651: 375–381
- 63 Sridharan N, Isheim D, Seidman D N, et al. Colossal super saturation of oxygen at the iron–aluminum interfaces fabricated using solid state welding. *Scr Mater*, 2017, 130: 196–199
- 64 Miura H, Sakai T, Mogawa R, et al. Nucleation of dynamic recrystallization at grain boundaries in copper bicrystals. *Scr Mater*, 2004, 51: 671–675
- 65 Zhang J Y, Sun M Y, Xu B, et al. Evolution of the interfacial microstructure during the plastic deformation bonding of copper. *Mater Sci Eng A*, 2019, 746: 1–10
- 66 Beck P A, Sperry P R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum. *J Appl Phys*, 1950, 21: 150–152
- 67 Zhang J Y, Sun M Y, Xu B, et al. Interfacial microstructural evolution and metallurgical bonding mechanisms for IN718 superalloy joint produced by hot compressive bonding. *Metall Mater Trans B*, 2018, 49: 2152–2162
- 68 Zhang J Y, Xu B, Haq Tariq N, et al. Microstructure evolutions and interfacial bonding behavior of Ni-based superalloys during solid state plastic deformation bonding. *J Mater Sci Technol*, 2020, 46: 1–11
- 69 Zhang J Y, Xu B, Tariq N H, et al. Effect of strain rate on plastic deformation bonding behavior of Ni-based superalloys. *J Mater Sci Technol*, 2020, 40: 54–63
- 70 Zhou L, Feng S, Sun M, et al. Interfacial microstructure evolution and bonding mechanisms of 14YWT alloys produced by hot compression bonding. *J Mater Sci Technol*, 2019, 35: 1671–1680
- 71 Zhou L, Chen W, Feng S, et al. Dynamic recrystallization behavior and interfacial bonding mechanism of 14Cr ferrite steel during hot deformation bonding. *J Mater Sci Technol*, 2020, 43: 92–103

- 72 Xie G, Luo Z, Wang G, et al. Interface characteristic and properties of stainless steel/HSLA steel clad plate by vacuum rolling cladding. [Mater Trans](#), 2011, 52: 1709–1712
- 73 Wang M J, Xin R S, Long S S, et al. Oxidation behavior of 316LN stainless steel at solution state (in Chinese). *Trans Mater Heat Treat*, 2012, (8): 77–81 [王明家, 信瑞山, 龙珊珊, 等. 固溶态316LN不锈钢的氧化行为. *材料热处理学报*, 2012, (8): 77–81]
- 74 Xie B, Sun M, Xu B, et al. Oxidation of stainless steel in vacuum and evolution of surface oxide scales during hot-compression bonding. [Corros Sci](#), 2019, 147: 41–52
- 75 Xie B, Sun M, Xu B, et al. Dissolution and evolution of interfacial oxides improving the mechanical properties of solid state bonding joints. [Mater Des](#), 2018, 157: 437–446
- 76 Zhang H, Chen X Q, Xu B, et al. First-principles investigation of thermodynamic decomposition of interfacial oxides in hot compression bonding. [Metall Mat Trans A](#), 2020, 51: 874–886
- 77 Lichtenstein A. First-principles calculations of electronic structure and spectra of strongly correlated systems: The LDA + U method. In: *Spectroscopy of Mott Insulators and Correlated Metals*. Springer Series in Solid-State Sciences. Berlin: Springer, 1995. 106–116
- 78 Ahmad E A, Liborio L, Kramer D, et al. Thermodynamic stability of LaMnO_3 and its competing oxides: A hybrid density functional study of an alkaline fuel cell catalyst. [Phys Rev B](#), 2011, 84: 085137
- 79 Heifets E, Kotomin E A, Bagaturyants A A, et al. *Ab initio* study of BiFeO_3 : Thermodynamic stability conditions. [J Phys Chem Lett](#), 2015, 6: 2847–2851

Summary for “大锻件均质化构筑成形研究进展”

Research advances on homogenization manufacturing of heavy components by metal additive forging

Mingyue Sun^{1,2*}, Bin Xu^{1,2}, Bijun Xie², Jianyang Zhang², Longzhe Zhao², Dianzhong Li² & Yiyi Li¹¹ Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;² Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China* Corresponding author, E-mail: mysun@imr.ac.cn

Heavy forgings are the core components of major equipment and even play an indispensable role in national security and the national economy. Traditionally, heavy forgings are usually manufactured with ingots of more than 100 tons. However, there are serious macroscopic segregation, shrinkage porosity and other defects in heavy forgings due to size effect of metal solidification process, which seriously affect the quality of heavy forgings and have become a worldwide problem. Avoiding the traditional concept in which a heavy forging must be created using a large steel ingot, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences first put forward a novel technology to manufacture heavy high-quality forgings by additive forging (AF). Small-sized slabs with excellent quality are used as the base elements. After surface cleaning, stacking, assembling, vacuum packaging, and deformation process characterized by pressure-forging and multi-directional forging at high temperature, the homogenized heavy forgings can be obtained with completely healed interface, which realizes the new manufacturing technology of “by making greatly small”. Through in-depth research on the microstructural evolution and bonding mechanism of the interface, we found the self-decomposition phenomenon of interface oxides. With the decomposed oxygen ions diffusing toward the matrix, oxide particles precipitated around both sides of the interface, forming the particle precipitation zone (PPZ). As the holding time increased, the width of the PPZ increased and the oxide precipitates in the PPZ transformed from $\text{MnCr}_x\text{Al}_{2-x}\text{O}_4$ to $\text{Mn}_x\text{Al}_{3-x}\text{O}_4$ and finally to $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, depending on the local oxygen activity. After holding for 24 h, the interfacial oxides completely decomposed and only a few nano-scale $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ oxide precipitates remained dispersed far away from the bonding interface, leading to the recovery of the mechanical properties of the bonding joints. This recovery mechanism should be of great importance to the engineering application of Additive Forging. Besides, we illustrated the dynamic recrystallization (DRX) mechanism of the bonding interface. The bonding of joints is related with interfacial grain boundary (IGB) bulging process, which is considered as a nucleation process of DRXed grain under different deformation environments. During recrystallization process, the bonded interface moved due to strain-induced boundary migration (SIBM) process. Stored energy difference (caused by accumulation of dislocations or difference of subgrain size at the bonding interface) was the dominant factor for SIBM during DRX. This technology has been applied to hydroelectric alloy steel spindles (110 tons in weight) and nuclear power stainless steel giant rings (15.6 m in diameter), which plays an important role in promoting the rapid development of high-end equipment in China and ensuring the independence and control of core materials for major equipment.

metal additive forging, homogenizing, interface, defect, microstructure, controllingdoi: [10.1360/TB-2020-0191](https://engine.scichina.com/doi/10.1360/TB-2020-0191)