引用格式：马晓鹏，徐雅欣，李文亚.镍基高温合金惯性摩擦焊接研究进展[J].材料工程，2026，54(1)：74-89.
MA Xiaopeng，XU Yaxin，LI Wenya.Research progress in inertia friction welding of nickel-based superalloys[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(1)：74-89.

镍基高温合金惯性摩擦焊接研究进展

马晓鹏，徐雅欣*，李文亚
（西北工业大学 陕西省摩擦焊接工程技术重点实验室，西安 710072）

摘要：镍基高温合金在航空发动机高温涡轮部件上有着重要应用。而惯性摩擦焊因其固相连接属性与高的焊缝质量，在镍基高温合金盘轴连接方面应用广泛。随着新材料与新结构的出现，对惯性摩擦焊提出了更大的挑战。本文主要综述了镍基高温合金惯性摩擦焊接头焊缝成形机制、微观组织演变特征、力学性能及工艺过程数值仿真等方面的研究现状，同时，还对镍基高温合金连续驱动摩擦焊接头成形机理进行了对比总结，最后，提出了今后在相关研究中应考虑如何顺利挤出飞边、热处理工艺选择以及热处理后接头耐蚀性变差等关键问题。

关键词：镍基高温合金；惯性摩擦焊；连续驱动摩擦焊；飞边形貌；微观组织；力学性能
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000523 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000523
中图分类号：TG453.9；TB31 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)01-0074-16

Research progress in inertia friction welding of nickel-based superalloys

MA Xiaopeng，XU Yaxin*，LI Wenya
（Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies，Northwestern Polytechnical University，Xi'an 710072，China）

Abstract：Nickel-based superalloys are widely used in high-temperature turbine components of aviation engines，and inertia friction welding (IFW) is widely used for the connection of nickel-based superalloy disc and shaft due to its solid-phase bonding property and high weld quality. With the emergence of new materials and structures，there are greater challenges for inertia friction welding. Therefore，this paper mainly reviews the current research status of the formation mechanism of weld seam，microstructural evolution characteristics，mechanical properties，and numerical simulation of welding process in inertia friction welding joint of nickel-based superalloy. At the same time，the formation mechanism of continuous drive friction welding joint of nickel-based superalloy is summarized for comparison. Finally，the key issues such as how to smoothly extrude flash，the selection of heat treatment process and the deterioration of corrosion resistance of joints after heat treatment are put forward in the relevant research in the future.

Key words：nickel-based superalloy；inertia friction welding；continuous drive friction welding；flash morphology；microstructure；mechanical property

高温合金在航空发动机涡轮部件的制造上有着广泛的应用，其中镍基高温合金具有优良的高温力学性能，发展最快，使用最广，其制造的涡轮部件已经在国际先进航空发动机制造领域占据重要地位[1-4]。镍基高温合金主要通过铸造、锻造以及粉末冶金等方式获得。锻造镍基高温合金中应用广泛的为GH4169，其具有良好的焊接性能以及热加工性能[5-6]。粉末镍基高温合金具有组织均匀、晶粒细小且没有宏观偏析等优点，已成为高推重比、高性能发动机涡轮盘的首选材料。由于先进航空发动机的性能需求日益提高，国内已经历了三代粉末镍基高温合金的研制[7-9]，使用温度在750 ℃以上的新型第四代粉末镍基高温合金也在研制过程中。其中，第二代粉末镍基高温合金FGH96比第一代FGH95拥有更高的损伤容限、更长

的高温断裂寿命和更好的抗疲劳裂纹扩展能力[10-12]，使用温度最高可达750 ℃[13]，应用较为广泛且摩擦焊接技术相对成熟。FGH98合金是新型第三代粉末镍基高温合金，相比于FGH96其疲劳寿命更长，抗疲劳裂纹扩展能力也更好，使用温度可达750～800 ℃，在航空发动机涡轮部件的应用上具有广泛的前景[14-15]。但目前国内外针对粉末镍基高温合金FGH98的惯性摩擦焊研究较少，对其焊接接头缺乏较为全面和深入的研究，而关于第四代粉末镍基高温合金的摩擦焊接特性的研究更少。

在焊接高温合金时，通常采用熔焊、扩散焊和摩擦焊等技术。在镍基高温合金传统熔焊过程中，由于再凝固过程会破坏其内部的均匀细微结构，从而产生气孔、裂纹、偏析等缺陷，导致接头力学性能及高温持久性能下降[16]；而固态扩散焊工艺，由于长时间保温使得母材晶粒度增加，从而降低母材性能[17-18]；摩擦焊是一种固态连接方法，焊接过程中的大变形量对焊缝表面具有清理作用，一般不形成气孔、缩孔等缺陷[19]，能够保证较好的力学性能和高温持久性能。在摩擦焊中，旋转摩擦焊是较为典型、焊件运动形式相对简单的一种，其包括连续驱动摩擦焊和惯性摩擦焊两种。连续驱动摩擦焊是在轴向压力的作用下，通过旋转部件和固定部件之间的相对连续旋转运动进行摩擦，使机械能转变为热能[20]，利用摩擦热去除界面的氧化物，最终在顶锻力（或不加顶锻）的作用下形成可靠接头[21-22]。惯性摩擦焊则是利用飞轮惯性产生的动能使焊件界面及其附近区域材料迅速软化后再顶锻，然后在热力耦合作用下产生连续的塑性变形，并且伴随着大量的原子扩散以及动态再结晶，最终获得致密锻造组织的焊接方法[23-26]。由于连续驱动摩擦焊和惯性摩擦焊这两种技术不需要熔化金属，可以有效减少熔焊过程中的晶粒粗化、蠕变失效以及热影响区失效等缺陷，因此被广泛应用于同质以及异质接头的连接[27-29]，焊后接头的优异性能也使得旋转摩擦焊技术受到航空航天等制造领域的青睐。与其他焊接工艺一样，旋转摩擦焊接技术也有其局限性，如焊接试样需满足轴对称分布、连续驱动摩擦焊焊接大工件较为困难、惯性摩擦焊热输入速率难以控制以及焊后接头残余应力较大使得工件发生变形等[30-31]。

目前，对镍基高温合金惯性摩擦焊的研究主要集中在转速、压力以及缩短量等工艺参数方面，分析这些参数对焊接接头质量的影响，可以提高焊接接头的力学性能和使用寿命。在实际应用方面，镍基高温合金惯性摩擦焊已经成功应用于航空发动机的压气机叶片、涡轮盘等重要零件的制造与修理，显著提高了零件的使用寿命和可靠性。然而，由于镍基高温合金材料本身的复杂性和应用环境的严苛性，仍有许多挑战需要克服，例如如何进一步提高接头的耐高温疲劳性能，如何优化工艺参数以减少焊接变形和残余应力等。本文主要综述了镍基高温合金惯性摩擦焊的相关研究，包括镍基高温合金在焊接后接头的飞边形貌、微观组织、力学性能以及数值模拟在焊接过程中的应用现状，以期为今后新材料、新结构的焊接提供重要参考。

1　焊缝成形机制

图1为镍基高温合金摩擦焊焊缝成形机制[32-33]。有关镍基高温合金惯性摩擦焊焊缝成形机制的研究很少，仅有学者对镍基高温合金Inconel718与René88惯性摩擦焊接异种接头飞边形貌演变进行了研究，如图1(a)所示[32]。结果发现对于不同的材料，焊件轴向缩短量或挤出飞边的量取决于材料的高温强度。在这种情况下，由于Inconel718的高温强度低于René88，因此从Inconel718侧产生了更多的飞边。

镍基高温合金连续驱动摩擦焊焊缝的成形与形貌演变主要受摩擦转速、摩擦压力以及摩擦时间的影响。金峰等[33]以GH4169实心棒为母材，研究了连续驱动摩擦焊飞边形貌随摩擦转速的变化，发现飞边形貌呈现表面弧纹形貌，即飞边形貌随着转速的增大，依次呈现出光滑、表面弧纹、开裂的形貌，如图1(b)所示。研究发现有一个临界转速判据800 r/min，当转速小于800 r/min时，飞边呈光滑形貌；当转速介于800～1500 r/min时，飞边出现弧纹；当转速不低于1500 r/min时，飞边显著开裂。而产生形貌差异的外部原因是转速不同导致轴向缩短速率的不同，内部原因则是焊缝中心是否发生充分再结晶。转速越大使得轴向缩短速率越大，飞边挤出速度更快，而动态再结晶还未完成就发生加工硬化导致飞边开裂。在飞边形貌演变机理方面，认为是塑性环形核-铺展机理不同导致了飞边形貌的不同。塑性环形核于摩擦界面前期产热强度最大的位置，随着焊接过程的进行，由于摩擦力和顶锻力的作用，塑性环开始在焊接界面铺展，这个过程会使得塑性金属增多，边缘材料塑化，最终挤出界面成为飞边。

金峰等[33]借助Matlab编程建立了表征模型，如图1(c)所示，获得了焊接前期温度场，发现转速增大时，塑性环形核的位置将从焊接接头外缘向中心移动，移动趋势为指数型变化，使得塑性环难以完全向边缘铺展留在界面中心，导致塑性金属难以挤出，飞

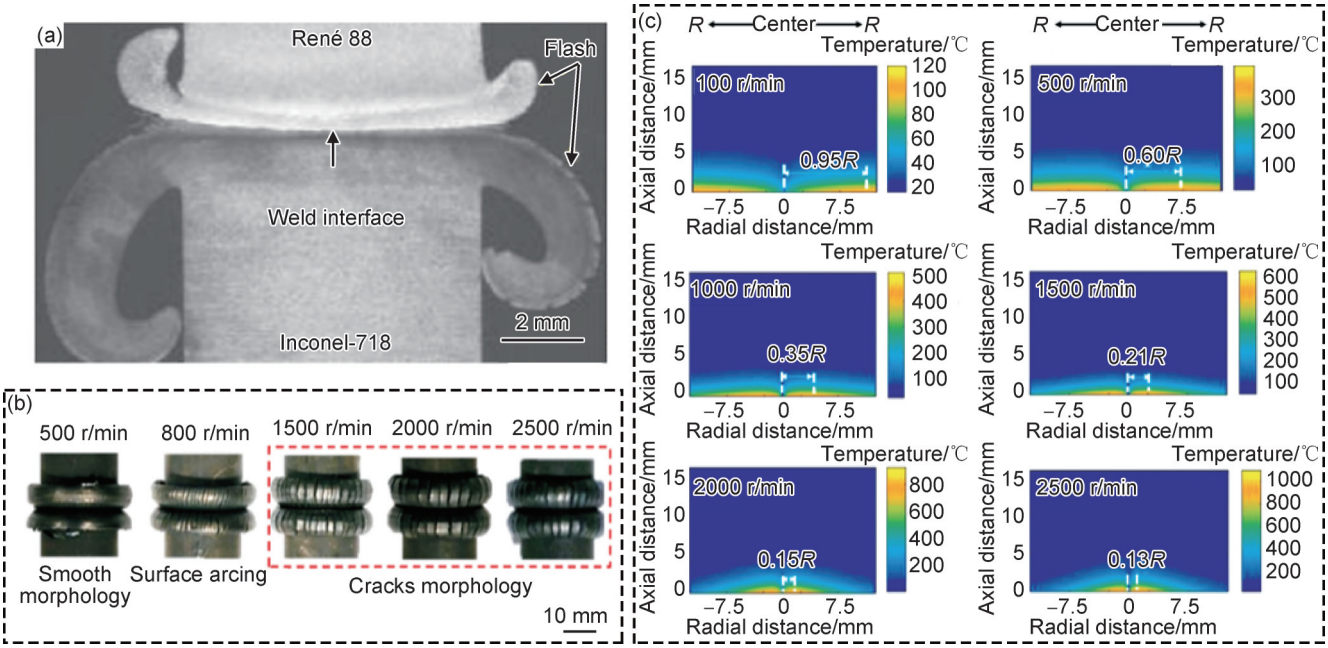


图1 焊缝成形机制

(a)异种镍基高温合金惯性摩擦焊接头飞边形貌[32];(b)不同转速下GH4169合金棒材连续驱动摩擦焊接头飞边形貌[33];(c)不同转速下GH4169接头温度场[33]

Fig.1 Mechanism of weld formation

(a)flash morphology of inertia friction welding joint of dissimilar nickel-based superalloy[32];(b)flash morphology of continuous driving friction welding of GH4169 alloy bars at different rotation speeds[33];(c)GH4169 joint temperature field at different rotation speeds[33]

边形貌由光滑变得“粗糙”。可以注意到,在该模型中,存在特征转速800 r/min,对应于形核位置0.43R(R为棒材半径),这与实验所得出的800 r/min为飞边产生弧纹、开裂的临界转速一致。当塑性环形核位置位于0.43R~R时,形成的是光滑的飞边;位于0.21R~0.43R时,飞边表面形成弧纹;位于中心(0.085R)至0.21R时,导致飞边开裂。作者在后续的实验过程中利用急停方式得到了焊接接头塑性环形核-铺展过程中的形貌演变,验证了该模型的准确性。

白晓阳[34]在进行GH4169(相当于Inconel718)镍基高温合金的连续驱动摩擦焊接实验时发现,热输入的大小影响飞边的形成。热输入小导致飞边很小,随着热输入增大更多塑性金属被挤出,形成典型的飞边形态,即“光滑”飞边形貌,当热输入很高时,飞边向外弯曲发生开裂,产生明显的飞边“开裂”现象。研究认为,飞边开裂微裂纹的形成主要依赖于损伤力学,应用Cockroft-Latham准则[35]作为判断飞边开裂的准则,该准则认为当应力、应变或者塑性变形达到一定临界值时材料会发生开裂。还发现摩擦压力和摩擦时间与热输入均成正比,通过影响热输入的大小来影响飞边成形,但对于飞边形貌具体的演变规律没有深入的研究。

对于惯性摩擦焊,其焊接质量主要由转动惯量、转速和顶锻压力3个工艺参数来控制,转动惯量和转速提供焊接所需的能量(J),顶锻压力提供最初的摩擦力和相应的顶锻力[36]。而焊接接头的有效连接依靠的是对工艺参数的精确控制,不同的材料对应的参数不同,因此有必要对各种镍基高温合金惯性摩擦焊工艺参数进行总结归纳,如表1所示[2,37-48]。可以看出,材料本身的差异会影响惯性摩擦焊工艺参数的设定,如焊接FGH96[37-38]和FGH98[39]时,尽管材料状态和尺寸相近,但由于二者内部的元素配比以及强化相含量不同导致工艺参数有差别,此外,制造高温合金的方式以及高温合金的强化方法也对参数设定有一定的影响。对于棒材而言,除了材料特性会影响参数之外,棒材的直径也会影响参数的大小,如文献[40-41]所示,不同材料不同尺寸时,工艺参数相差较大,尤其体现在转动惯量、能量以及压力方面。而当母材是管状时,管的壁厚也是一个需要考虑的因素,如焊接FGH96[37-38]时,管的壁厚相差较大导致焊接工艺参数差异也较大,特别是能量和压力方面。这是由于:能量使得焊接界面发生软化从而产生塑性金属,而不同的焊接界面(横截面)需要的能量不同;顶锻压力的作用是将由于热变形而产生的塑性金属挤压出界面形成飞边,而不同的焊接界面(横截面)产生的塑性金属量存在差别。

表 1　各种镍基高温合金惯性摩擦焊工艺参数

Table 1　Process parameters of inertia friction welding of various nickel-based superalloys

Superalloy	Material state	Moment of inertia/ ($kg\cdot m^2$)	Initial rotating speed/ ($r\cdot min^{-1}$)	Initial kinetic energy/J	Forge force/ MPa
FGH96[37]	Tube(Φ60 mm×8 mm)	30-50	600-900	98360-132786	8-25
FGH96[38]	Tube(Φ62 mm×17 mm)	280-400	600-800	786885-979234	320-405
FGH98[39]	Tube(Φ60 mm×15 mm)	1552.5	800-1000	168918-263934	17-21
K418-42CrMo[40]	Bar(Φ24 mm)	1.173-4.033	1400-3500	43194-78520	121
GH4169-42CrMo[41]	Bar(Φ40 mm)	120-168	800	421103-589544	300
GH4169-FGH96[2,42-43]	Tube(Φ145 mm×6.5 mm)	200-400	400-700	349726-535519	450
GH4169[44]	Bar(Φ25 mm)	1.351	4400	142925	300-350
GH4065A[45]	Tube(Φ100 mm×16 mm)	300-400	450-550	442622-495901	300-350
GH4065A[46]	Tube(Φ30 mm×15 mm)	388	500	530054	350
K447A-GH4169[47]	Tube(Φ50 mm×13 mm)	35.8	1000	195628	400
FGH101[48]	Tube(Φ38 mm×9 mm)	65	750	199795	12.44

综上所述，镍基高温合金GH4169连续驱动摩擦焊接头飞边形貌随着摩擦转速、摩擦压力以及摩擦时间的变化而发生变化，内部由于再结晶程度的不同导致飞边形貌不同，主要有光滑型、表面弧纹型、开裂型三种形貌。在形成机理方面，可以用塑性环形核-铺展机理来解释三种飞边形貌差异。目前研究集中在摩擦转速对飞边形貌的影响，后续可以在摩擦压力、摩擦时间以及顶锻压力方面展开进一步的研究，优化工艺参数来提高焊接质量，利用有限元软件辅助实验，揭示飞边成形机理。

2　微观组织演变

旋转摩擦焊是一个复杂的热-力耦合过程，焊接过程中接头处会发生动态回复和动态再结晶，而在焊接镍基高温合金时通常还存在γ′相的溶解和再沉淀以及界面金属间化合物的形成[30]。焊接参数的不同导致不同的热-力耦合过程，影响动态再结晶过程，从而影响焊接接头的微观组织。镍基高温合金旋转摩擦焊接接头可分为4个区域：焊缝中心区(welding center zone，WCZ)、热力影响区(thermo-mechanically affected zone，TMAZ)、热影响区(heat affected zone，HAZ)、母材区(base metal，BM)。WCZ晶粒为细小均匀的等轴晶粒，TMAZ组织的再结晶程度及数量相对较少，呈粗晶和细晶共存特征，HAZ和BM具有相似的晶粒尺寸，并且HAZ只受到热影响。

Xu等[49]采用连续驱动摩擦焊焊接了一种新型锻造镍-铁基高温合金，该合金基体为等轴组织，接头不同区域显微组织如图2所示。观察焊后接头微观组织发现，WCZ发生晶粒细化，γ′强化相已完全溶解在WCZ中，这是因为焊核区温度超过γ′相完全固溶温度，使γ′相完全溶于基体中。在TMAZ中可以观察到大量变形晶粒，相比于WCZ，晶粒明显变大，TMAZ中的γ′相与WCZ中一样也已完全溶解。HAZ与BM具有相似的晶粒尺寸，并且所有晶粒仍然是等轴的，说明HAZ中组织只受热影响，不发生塑性变形。在HAZ中，γ′相发生部分溶解，这也是其和BM之间微观结构的主要差异。Xu等[50]在后续研究中利用EBSD手段对接头显微组织进行观察发现，由于完全动态再结晶，焊后接头WCZ由极细晶粒组成，而在先前粗晶的晶界处形成的再结晶晶粒围绕原始晶界呈现“项链状”晶粒结构，同时在TMAZ中可以观察到大量变形晶粒与等轴晶共存。此外，在WCZ和TMAZ中的(001)取向倾向于与压缩轴平行，且WCZ中(001)取向强于TMAZ，而在HAZ和BM中呈现随机取向。

图3为焊接过程中接头γ′强化相以及不同区域晶界形态[10,38]。杨俊等[37]分析了工艺参数对FGH96合金惯性摩擦焊接接头组织的影响，发现WCZ和TMAZ中的γ′相发生回溶，WCZ细晶组织中基本没有γ′强化相，这也与王晓峰等[10]研究结果一致。此外，王晓峰等[10]分析FGH96惯性摩擦焊焊后接头组织中γ′强化相时还发现，接头中γ′相的尺寸与形态随着区域远离焊缝而发生显著的变化，焊缝区呈现尺寸均匀且细小的三次γ′强化相，但数量极少且呈球形形貌。随着远离焊缝区，γ′相的形状逐渐转变为立方体状且数量明显增加，如图3(a)所示。其他学者在研究FGH96惯性摩擦焊接时也发现了类似现象[38,50]，即随着远离焊缝区，γ′强化相的数量、大小和形状均会发生变化。此外，焊后接头WCZ中晶界较为平直，而

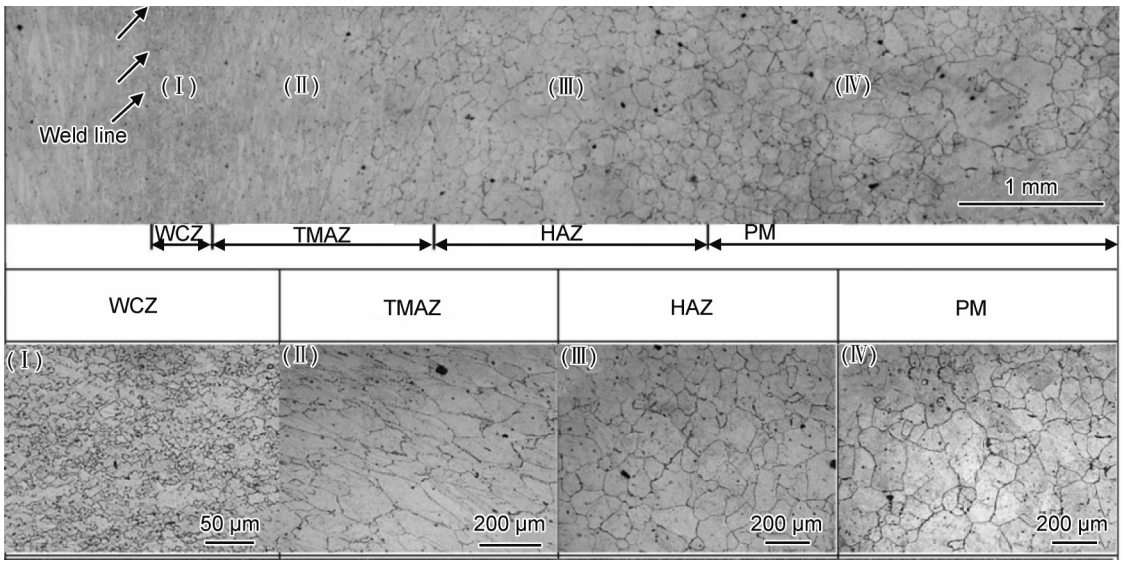


图2 新型镍-铁基高温合金连续驱动摩擦焊接头显微组织[49]

Fig.2 Microstructures of continuous drive friction welded joints of a new Ni-Fe based superalloy[49]

BM中晶界呈“锯齿状”,如图3(b),(c)所示[38],这可能使得WCZ能够发生显著塑性变形,而“锯齿状”晶界能够抑制BM塑性变形时晶界的相对滑动来提高强度。上述结果说明在焊接过程中,WCZ和TMAZ中γ′强化相均会发生重溶,不同的是溶解程度不同,γ′相的数量、大小和形状也会随着距焊缝区的距离不同而发生变化,这是由于WCZ和TMAZ受到的热影响和变形不同导致的。与文献[10,37]不同的是,王彬等[42]在分析FGH96/GH4169惯性摩擦焊异质接头时发现,FGH96侧TMAZ中γ′相发生粗化,而GH4169侧TMAZ存在第二相溶解现象,且焊接界面处强化相基本全部溶解,说明FGH96中γ′相高温稳定性更好。

在异种高温合金焊接方面,Rehman等[51]对不同高温合金Inconel718与Inconel600进行了连续驱动摩擦焊的研究。Inconel718是一种沉淀强化镍基高温合金,Inconel600是一种固溶强化镍基高温合金。观察焊后接头微观组织发现,在WCZ中形成了由高温和剧烈塑性变形导致的非常细小的动态再结晶组织,该区域的成分接近Inconel718的成分。这表明,与Inconel600相比,Inconel718在摩擦焊接过程中发生了更大程度的塑性变形,而在两侧的HAZ中观察到一些粗晶粒,Inconel718一侧晶粒粗化更为显著。说明合金的强化类型不同导致其在旋转摩擦焊接过程中的行为不同,从而影响焊接接头微观组织区域形成以及晶粒大小。Huang等[52]对异种镍基高温合金720Li/Inconel718进行惯性摩擦焊接后发现,在焊缝附近,Inconel718中发现了更多的残留初生碳化物,这似乎与Inconel718中碳含量高于720Li合金有关。在焊接过程中,Inconel718和720Li合金中γ′强化相的溶解临界温度不同,Inconel718较低,这导致Inconel718一侧γ′强化相先溶解,流动应力也会随之减小,使得飞边更容易挤出接头,所以焊接结束时这一侧飞边更厚,而焊后接头720Li合金侧的HAZ要比Inconel718的宽。可以看出,在异种镍基高温合金惯性摩擦焊焊接过程中,由于不同合金的强化相溶解析出行为不同,导致其高温力学性能不同,从而对接头各区域微观组织和接头宽度产生重要影响。在对高温合金Inconel718和AISI304不锈钢异种接头的连续驱动摩擦焊焊接过程中发现[53],AISI304不锈钢侧的飞边形成占主导地位,在Inconel718侧形成较少飞边。焊缝界面存在完全变形区(fully deformed zone,FDZ),该区域由于发生动态再结晶而产生细化的等轴晶粒。在TMAZ中发生不完全再结晶,形成锯齿状、项链状晶粒。

综上所述,镍基高温合金旋转摩擦焊得到的接头微观组织大致分为4个区域,观察焊后接头微观组织发现,γ′强化相会发生溶解,只是溶解程度各不相同,溶解程度也与镍基高温合金种类以及强化类型有关。并且随着远离焊缝区γ′相的数量、大小和形状均会发生变化。此外,镍基高温合金基体的强化类型不同,焊接后接头各个区域晶粒大小和晶粒分布不同。可以看出,焊接过程中的高温和变形使得原始基体的强化相发生溶解和分裂,导致原来的强化效果减弱,严重影响焊接质量。因此,可以通过提高合金基体强化相的溶解临界温度减少强化相的溶解,还可以在焊接完成后应用时效处理或者热处理的方式使强化相重新析出,从而提高接头力学性能。

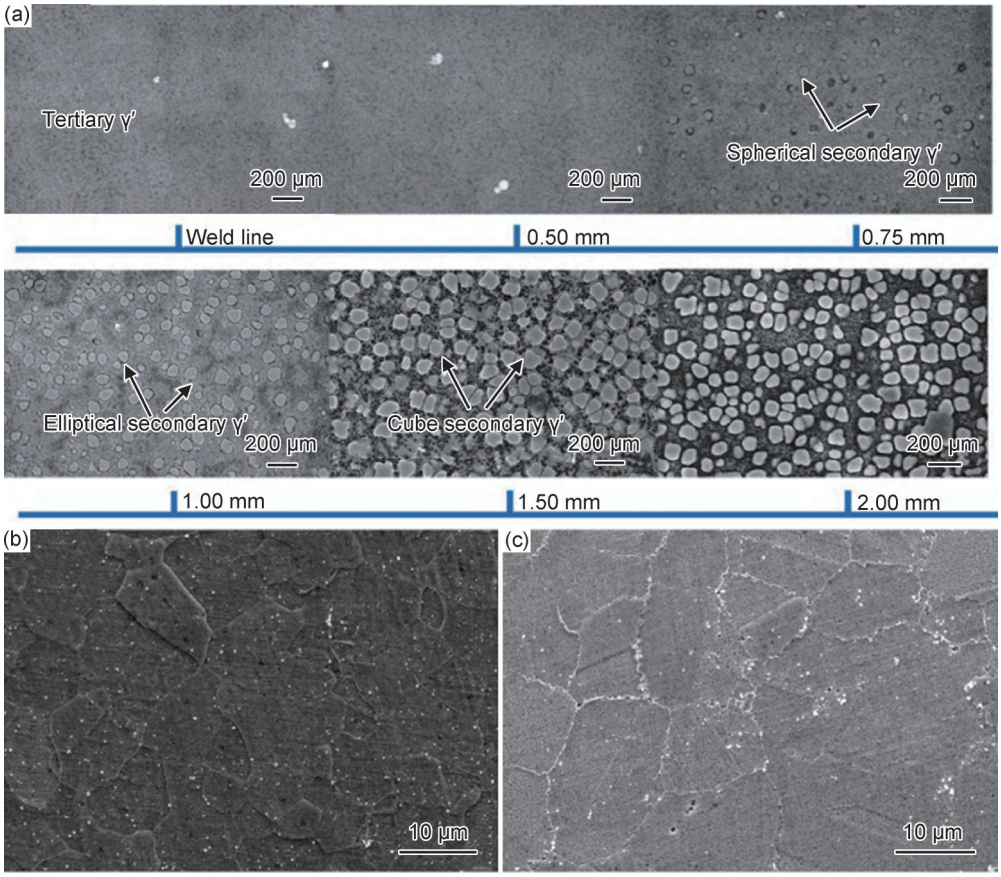


图 3　FGH96 惯性焊接接头析出相及不同区域晶界微观形态

(a)γ′相 SEM 图[10]；(b)WCZ[38]；(c)BM[38]

Fig.3　Microstructural morphologies of precipitated phases and grain boundaries in different regions of FGH96 inertia welding joints

(a)SEM images of γ′ phase[10]; (b)WCZ[38]; (c)BM[38]

3　力学性能

在实际生产应用中，一般用接头力学性能的良好程度来衡量接头的质量好坏，因此对接头力学性能的测量是有必要的。一般来说，在镍基高温合金旋转摩擦焊过程中，强化相在焊缝区域的溶解非常重要，它使材料易于流动，形成飞边，从而提高接头的完整性。但是焊接结束后，没有足够的驱动力使 γ′ 相再次析出，导致接头的力学性能由于焊缝区域 γ′ 相几乎完全溶解而受到损害。因此，必须进行焊后热处理来调控 γ′ 析出相，使其恢复至预期的尺寸、形态和分布[54]。在焊接接头显微硬度方面，目前研究认为接头显微硬度沿垂直焊缝方向大致呈“W”形分布，WCZ 硬度值一般最高，随着距 WCZ 距离的增大硬度值降低随后又上升至母材硬度。图 4 为镍基高温合金惯性摩擦焊接接头显微硬度和强度[2,37,43]。学者们针对异种镍基高温合金 FGH96/GH4169 进行了惯性摩擦焊接，焊接接头硬度分布如图 4(a)[2]，(b)[43]所示。研究发现，FGH96 侧硬度整体高于 GH4169 侧，这是由异种合金本身的材料特性不同而导致的，但 WCZ 仍然是硬度最高的区域，符合一般研究规律。另外，随着转速的增大，WCZ 硬度稍下降，TMAZ 硬度增大，表明随转速升高 TMAZ 范围变宽[2]。与之不同的是，张春波等[43]发现，GH4169 合金侧 WCZ 硬度较母材偏高，这也是由于 WCZ 晶粒细化带来的结果，从 WCZ 到母材硬度整体呈现下降的趋势。但 FGH96 合金侧从 WCZ 到母材硬度呈现先升高后降低的趋势，最高硬度区域处于 TMAZ，并非常规实验中出现在 WCZ。研究认为这是由于越靠近 WCZ，焊缝金属经历的焊接热循环温度就越高，更多强化相发生溶解，硬度相对减小，越靠近母材，温度越低以及变形越小使得位错密度降低，对金属强化作用变小[43]。分析差异的原因，初步估计为后者在焊接完成后进行了热处理，使得 TMAZ 强化相再次析出，TMAZ 硬度有所提升。至于 FGH96 和 GH4169 两侧 TMAZ 硬度变化行为不同，是由于两种合金强化类型和强化相数量不同所导致的。

3.1　拉伸性能

由于服役要求，温度较高时焊接件体现出的拉伸

性能更能决定焊接件的整体性能。一般来说，焊态接头的室温抗拉强度高于高温抗拉强度，但高温下的延展性能高于室温时的延展性能[43]，即室温下焊接件抵抗塑性变形的能力更强，但塑性较差。杨俊等[37]在研究摩擦压力和转速对FGH96惯性摩擦焊接头高温拉伸性能时发现，屈服强度和抗拉强度不随飞轮转速的变化而变化，其基本保持不变，分别稳定在910 MPa和1300 MPa左右，说明转速对接头高温拉伸性能影响较小，如图4(c)所示。而当摩擦压力增大时，抗拉强度从990 MPa增加到1330 MPa，而屈服强度稳定无变化，并且发现WCZ宽度也增大，继续提高摩擦压力后拉伸性能和WCZ宽度保持不变，如图4(d)所示。说明摩擦压力对接头高温拉伸性能影响非常大，决定了界面热输入量和焊接区材料流动性，进而决定拉伸性能，而WCZ宽度正好反映了这种变化关系，可作为接头性能和摩擦压力的中间特征量进行解释。同时还发现，当转速达到750~850 r·min^{-1}、摩擦压力为15.17 MPa以上时，接头抗拉强度和屈服强度最高可达母材的87.5%和75.8%，而断后伸长率和断面收缩率只有母材的68.5%和68.4%，说明焊态接头韧性不足，还需通过焊后热处理进行改善。与之不同的是，王彬等[2,42]在分析摩擦压力和转速对异种合金FGH96和GH4169惯性摩擦焊接头拉伸性能的影响时发现，接头室温抗拉强度和高温抗拉强度(650 ℃)均随压力和转速的增加升高，室温抗拉强度变化幅度较小，而高温抗拉强度较室温低，测量数据发现高温抗拉强度至少可达到室温抗拉强度75%以上，而随着压力和转速的升高，高温抗拉强度接近室温抗拉强度。并且FGH96/GH4169惯性摩擦焊接头的室温抗拉强度高于固溶态GH4169，而高温抗拉强度则低于固溶态GH4169，即常温时接头断裂在GH4169一侧，高温(650 ℃)时接头断裂在焊缝处。

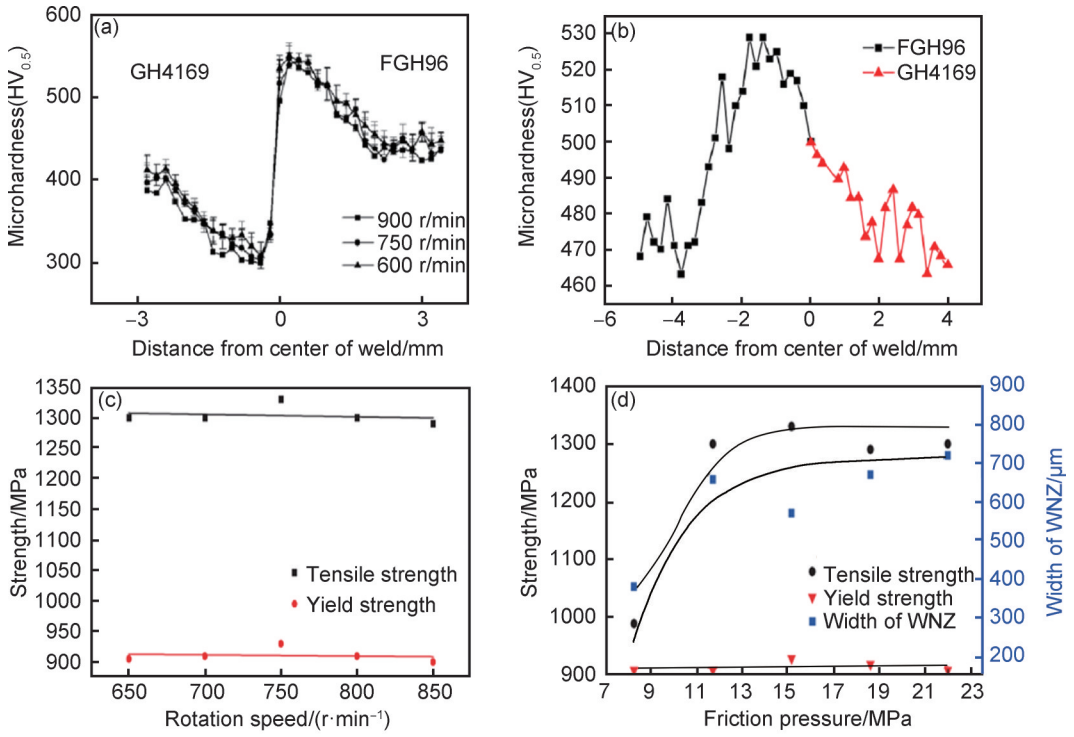


图4 FGH96/GH4169接头显微硬度(a)[2]，(b)[43]和转速(c)、摩擦压力(d)对FGH96接头强度影响[37]

Fig.4 Microhardness of FGH96/GH4169 joint(a)[2], (b)[43], and effect of rotation speed(c) and friction pressure(d) on strength of FGH96 joints[37]

此外，张春波等[43]对焊后热处理后焊接接头进行拉伸实验发现，FGH96和GH4169惯性摩擦焊接头室温拉伸试样的断后伸长率平均值(14.2%)低于高温拉伸试样断后伸长率平均值(19.1%)，可见高温下的延展性能高于室温延展性能，且室温时试样均断裂在母材侧，而在接头高温持久实验中试样均断裂在焊缝处，这与焊接接头组织密切相关。与一般规律相似的是，在FGH98惯性摩擦焊接研究中[8]，接头试样室温屈服强度和抗拉强度均高于高温，室温时接头断于母材而高温时断于焊缝，但不同的是高温接头断后伸长率低于室温。郑守峰等[8]认为，这是由于高温下起主要强化作用的是γ′相，而在热处理后接头没有产生足够数量和尺寸的γ′相，导致其高温下强化作用不明显，因此焊接接头在母材之前发生失效，断裂发生在焊缝处，断后伸长率也低于室温。可以看出，接头断裂强度随着温度升高而减小，接头在高温下的服役寿

命明显降低，严重限制了材料的使用，可以通过后续时效处理或热处理提高接头抗拉强度。Gaikwad 等[55]采用连续驱动摩擦焊对碳钢（EN24）和 Inconel718 进行了焊接，测量焊后接头拉伸性能，观察到样品在远离 WCZ 和 HAZ 处的 EN24 侧失效，表明焊接接头具有强于母材金属 EN24 的强度。

3.2　蠕变

蠕变是指固体材料在保持应力不变的条件下，应变随时间延长而增加的现象，影响蠕变的因素主要有应力、温度以及作用时间。一般来说，材料发生蠕变需要最小应力值和最低温度，满足这两个条件之后材料的蠕变才能更加明显。与塑性变形不同的是，在应力小于屈服极限时只要作用时间够长也可以发生蠕变。王文超等[56]在对 GH4169 惯性摩擦焊接接头进行蠕变性能研究时发现，作为接头蠕变第二阶段的稳态蠕变过程是研究的关键，其占据蠕变过程中的绝大部分，而应力对稳态蠕变速率有着很大的影响。当温度为 595 ℃时，接头和母材的稳态蠕变速率均随着应力的增大而加快，而在同一稳态蠕变速率时，接头承受的蠕变应力略小于母材，且断裂发生在母材侧。在断裂前，相对于母材，接头能承受更大的稳态蠕变速率。这是由于接头晶粒发生细化，应变硬化的阻力变大，同时发生回复软化和再结晶，但所需时间更长即稳态蠕变速率更大。对焊后接头进行时效处理可以显著提高接头的抗蠕变能力，Cao 等[46]研究了时效处理对 GH4065A 惯性摩擦焊接接头蠕变的影响发现，在 650 ℃、950 MPa 时接头的蠕变断裂时间为 7.51 h，仅为母材（221.10 h）的 3.4%，此时断裂发生在 WCZ。而在经过时效处理（760 ℃、5 h）后，蠕变断裂时间达到 147.38 h，接头断裂在 BM。这是由于接头中 γ′ 相的析出和生长提高了接头抗蠕变的能力，但时效温度不宜过高，时间不宜过长，否则会导致 γ′ 相异常粗大以及碳化物析出在晶界降低 BM 的抗蠕变能力，使得蠕变断裂时间减小。可以看出，焊接接头发生蠕变与外界加载条件以及材料内部强化相数量和大小息息相关，可以通过时效处理的方式提高材料抗蠕变能力。

3.3　疲劳

航空发动机涡轮部件和其他由镍基高温合金制成的部件一般在高温交变载荷下工作[57-58]，因此，研究镍基高温合金惯性摩擦焊接接头的高温疲劳性能具有十分重要的意义。Zhang 等[59]在进行高温下（650 ℃）FGH96 惯性摩擦焊接接头高周疲劳（high cycle fatigue，HCF）实验时发现，接头和母材的 *S-N* 曲线较为相似，二者的疲劳寿命均随着应力幅值的减小而增大，如图 5(a) 所示，黄色线段为接头 *S-N* 曲线，蓝色线段为母材 *S-N* 曲线，说明接头和母材有着相似的高周疲劳性能。但通过统计高温下焊接接头 HCF 失效位置发现，绝大多数接头疲劳裂纹出现在 BM 区域，如图 5(b) 所示，说明接头在高温下的高周疲劳强度取决于母材。这是由于相比于 WCZ 和 TMAZ，BM 区域的晶粒尺寸较大，而研究表明，在 HCF 状态下，粗晶的疲劳强度明显低于细晶[60]。此外，BM 区域的孪晶界比例明显高于其他两个区域，而孪晶界很可能成为疲劳裂纹萌生的优先位置[61-62]，因此 BM 区域具有裂纹形核优先权。结合晶粒尺寸和孪晶界角度发现，BM 区域更容易引发疲劳裂纹，这也与实验结果一致。与 Zhang 等[59]研究方向不同，Li 等[63]在研究不同焊后热处理（post-welding heat treatment，PWHT）工艺对 GH4065A 惯性摩擦焊接接头高温（650 ℃）低周疲劳行为的影响时发现，在 TMAZ 存在最小平均尺寸晶粒，且 TMAZ 与 HAZ 晶粒尺寸差异较大，而疲劳破坏位置位于 TMAZ 和 HAZ 之间的边界区域，这是由于晶粒尺寸差异和相应的局部不均匀强化所引起的变形导致了上述的疲劳行为。对于不同的 PHWT 工艺，760 ℃/5 h IFW 接头的高温低周疲劳性能较 730 ℃/5 h IFW 接头差，当应变幅值为 0.6% 和 0.8% 时，760 ℃/5 h

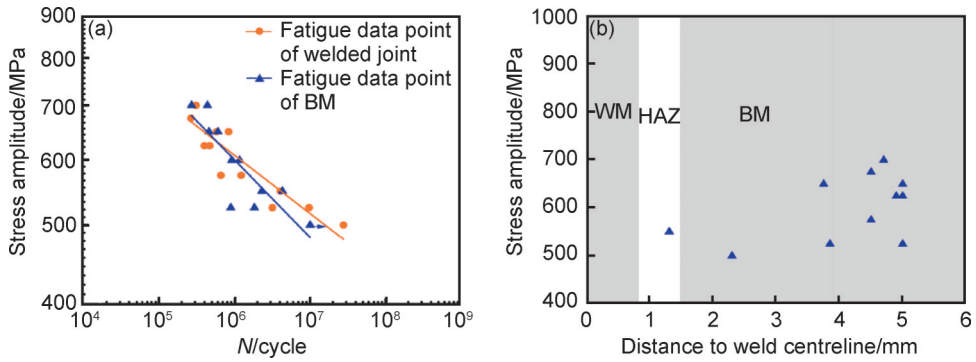


图 5　650 ℃下高周疲劳结果[59]　(a) 接头和母材 *S-N* 曲线；(b) HCF 沿接头断裂位置分布

Fig.5　HCF results at 650 ℃[59]　(a) *S-N* curves of joint and BM; (b) distribution of HCF fracture locations along joint

IFW接头的高温低周疲劳性能相较于730 ℃/5 h IFW接头分别下降了54%和52.1%，这与高温(760 ℃)PHWT工艺后TMAZ与HAZ局部机械强度差异较大以及二次γ′相再析出有关。而异种镍基高温合金K447A与GH4169的惯性摩擦焊接研究显示[44]，接头在400 ℃下具备优异的疲劳性能(高周疲劳强度355、720 MPa应力下低周疲劳寿命超30000次)，且断裂位置位于界面K447A侧，此结果源于焊缝区细晶强化与强化相的弥散析出。

在镍基高温合金连续驱动摩擦焊接接头疲劳性能方面，Saju等[64]研究了异种镍基高温合金Inconel718和Nimonic80A连续驱动摩擦焊接接头的疲劳裂纹扩展速率，发现裂纹在疲劳载荷作用下通过焊缝界面萌生和扩展，疲劳裂纹扩展主要取决于裂纹尖端塑性区产生的塑性变形，与母材相比，接头对裂纹扩展的抵抗力较低是由于其较差的韧性和塑性失配，即塑性变形较小。这也是因为接头焊接中心区细小的晶粒在带来高强度、高硬度的同时，导致韧性不足、引发疲劳裂纹萌生的原因。Inconel718由于高延展性而经历的裂纹萌生的循环次数非常大，而接头中的裂纹萌生和扩展快速且平滑，因此断裂发生在接头处。镍基高温合金惯性摩擦焊接接头的拉伸性能如表2所示[37-39,41,43,45,47-48]，对疲劳性能的归纳如表3所示[59,63]。

表2 镍基高温合金惯性摩擦焊接头拉伸性能

Table 2 Tensile properties of inertia friction welding joints of nickel-based superalloys

Superalloy	Initial rotating speed/($r\cdot min^{-1}$)	Moment of inertia/($kg\cdot m^2$)	Forge force/MPa	Room temperature			High temperature			T/℃
				Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%	
FGH96[37]	750	35.6	22				1300	910	12.1	700
FGH96[37]	750	35.6	15.17				1240	930	15.4	700
FGH96[38]	770	280	320	1516.9	1189.5	17.7	1180	999	4.9	750
FGH96[38]	645	388	405	1506.8	1157.6	18.2	1200.5	1018	3.1	750
FGH98[39]	800	1552.5	17.24	1496.32	1046.42	10.60	984	904	5.1	750
FGH98[39]	900	1552.5	17.24	1423.67	1023.77	13.07	1004	842	4.7	750
FGH98[39]	1000	1552.5	17.24	1500.63	1057.18	15.07	925	912	1.3	750
42CrMo-GH4169[41]	800	120	300	1022.5	723.5	11.75	548	567	16.25	540
GH4169-FGH96[43]	650	340	450	1366	1160	14.2	1176.7	1017.1	19.1	650
GH4065A[45]	550	388	300	1610	1372		1105	1085		750
K447A-GH4169[47]	1000	35.8	400				1014.5	960	2.5	400
	1000	35.8	400				1009.4	877.6	3.3	650
FGH101[48]	750	65	12.44	1600	1178	12.9				

表3 镍基高温合金惯性摩擦焊接头疲劳性能

Table 3 Fatigue properties of inertia friction welding joints of nickel-based superalloys

Superalloy	Welding energy/($J\cdot mm^{-2}$)	Forge force/MPa	Measurement location	Strain amplitude/%	Fatigue life/cycle	Fatigue type
FGH96[59]	77	28	BM		Seem infinite(stress<500 MPa)	HCF
			Joint		Beyond 10^7 (stress<500 MPa)	HCF
GH4065A[63]	77	350	Joint(730 ℃,5 h)	0.6-0.8	267-581	LCF
			Joint(760 ℃,5 h)	0.6-0.8	174-363	LCF

综上所述，接头显微硬度沿垂直焊缝方向呈“W”形分布，TMAZ硬度较母材低，而WCZ硬度有所提高，这与接头组织的变化密切相关。焊接接头室温抗拉强度高于高温抗拉强度，并且接头室温抗拉强度高于基材镍基高温合金。接头在高温和高应力条件下更容易发生蠕变，蠕变寿命可通过时效处理进行改善，而疲劳强度与焊后接头各区域晶粒大小和晶界种类有关，并且受焊缝不同区域强化效果的影响。疲劳裂纹扩展主要取决于裂纹尖端塑性区产生的塑性变形，该区域内材料在反复受力下发生不可恢复的塑性变形，如果材料在此区域更容易发生塑性变形，裂纹扩展得就快；反之则慢。因此，为了抵抗裂纹扩展，要

求接头具有良好的塑性和韧性，从而能“消耗”更多的能量，阻止裂纹前进。对于如何更有效地提高焊接接头的力学性能，可以从改变基材元素含量、改善工艺参数以及选择合适的后续处理等方面加以深入研究。

4　数值模拟

以往研究镍基高温合金惯性摩擦焊接工艺时，主要依靠对实物零件进行焊接实验来确定适合的工艺参数，但是研制成本较大且耗时多，而基于数值模拟结合少量实验的研究方法更加具有性价比，并且对接头质量控制和性能调控具有重要意义。由于焊接过程产生大量的热和塑性变形，会导致工件模型发生严重畸变，考虑到这一因素，需要将模型所划分的网格按照焊接时间或者焊接进度进行重新划分，这种方法将明显减少网格畸变，从而提高焊接质量。最早的惯性摩擦焊二维热力耦合数值模拟模型是由 Moal 等研究管状工件的惯性摩擦焊接过程时建立的，其使用网格重划分方法改善网格质量，得到的飞边形貌与实验结果较为相似，但在轴向缩短量的控制上，数值模拟和实验结果差距较大[65]。D’alvise 等[66]应用上述模型建立了异种材料惯性摩擦焊二维热力耦合模型，模型同样应用网格重划分方法来改善网格质量，并就焊接接触摩擦面之间的接触设置问题进行了研究，最终得到了更接近实验结果的飞边形貌。

图 6 为 GH4169 管材惯性摩擦焊接模拟结果[67-68]。王非凡等[67-68]基于 ABAQUS 软件应用二维数值模型进行了 GH4169 管状工件的惯性摩擦焊接研究，网格建立时选择位移温度和扭转自由度耦合的单元，使得网格尺寸随试样长度改变而变化，并在使用网格重划分方法的基础上加入映射技术，将重划分前各节点单元所包含的数据相应地赋值到新网格节点单元，更好地克服了大变形网格畸变问题，改善网格质量，初始网格模型如图 6(a)所示[67]。该模型重点研究了摩擦压力对焊接接头温度场、工件缩短量和飞边形貌的影响，仿真结果如图 6(b)～(d)所示[68]。从图 6(b)可以看出，当摩擦压力低于 250 MPa 时接头几乎无飞边产生，随着焊接压力的增大，飞边不断增大。观察图 6(c)发现，摩擦开始阶段，焊接界面的温度迅速上升到第一个峰值，此后出现并形成一个焊接接头区高温平台。当压力继续增大时，第一个峰值温度变大且出现界面高温平台需要的时间变短，当压力为 400 MPa 时，界面高温平台区间的宽度达到最大值。然而，界面高温平台区间的宽度随着压力的持续增大而不断减小，表明压力偏大时，接头界面处的热塑性金属挤出量过大，高温金属层动态平衡时间急剧缩短。从图 6(d)发现，随着压力的增大，发生轴向缩短所需时间越短且更快达到最终缩短量，压力为 400 MPa 时，轴向缩短量为 6.19 mm，此时得到的高温塑性区较宽，飞边成形条件也较好。而当压力继续增大时，接头温度场逐渐开始不均匀，说明接头内部的温度梯度发生明显增大，形成很大的残余应力从而影响接头质量。因此，当轴向压力为 400 MPa 左右时，获得的飞边形貌较为均匀，同时保证了良好的界面自清理以及焊缝闭合作用，并且在冷却过程中获得了较为均匀的接头温度场梯度分布，从而有效减小接头残余应力的集中。结果表明，基于网格重划分和映射技术得到的模型能够很好地改善网格畸变问题。

李付国等[69]利用能量方法建立了 GH4169 管件的惯性摩擦焊二维模型，重点研究了焊接过程中产生的飞边缺陷种类及其产生原因，发现飞边裂纹缺陷的产生和发展与裂纹的萌生、扩展过程类似，在一定条件下裂纹会发生闭合。而对于环形工件，张立文等[70-71]建立了一个大型环形件惯性摩擦焊接二维轴对称的有限元计算模型，利用该模型模拟得到了焊接接头温度场以及应力场的分布，研究了摩擦焊接过程中的轴向缩短量，并且利用热电偶对焊接实验过程进行了测温，发现计算得到的温度曲线与实验数据吻合较好。与张立文等不同，Nie 等[72]在研究 FGH96 环形工件惯性摩擦焊接过程时，建立了该过程的动态再结晶动力学模型，得到了动态再结晶分数和平均晶粒尺寸的分布规律。发现动态再结晶分数随焊接摩擦界面的增加而减小，这与实验结果相符，而模拟得到的晶粒尺寸与实验得到的相比较相对误差小于 10%，此外，焊缝区的形状与实验结果也相似。刘漪涛等[73]采用分步热力耦合方法以及平面拉伸划分单元技术建立了 GH4169 惯性摩擦焊接温度场应力场的瞬态计算模型，在焊件摩擦表面施加热源并设置摩擦因数随着时间发生变化，发现摩擦界面产热机制随着温度和转矩变化而发生改变，即存在自调节功能。唐天祥等[74]基于 ABAQUS 软件使用 Python 语言脚本自动实现温度、变形等变量从原网格到新网格的映射，建立了 GH4169 惯性摩擦焊二维轴对称模型，应用由库仑摩擦机制向剪切摩擦机制转变的摩擦模型解决焊接后期产热和变形大导致的畸变问题，发现焊接过程特征点的热循环曲线计算结果与测量值非常吻合，并通过接头横截面形貌模拟和实验结果的对比验证了模型的准确性。此外，通过对焊接界面上不同摩擦状态区域的宽度(径向)随时间演变过程的定量分析，提出描述库仑摩擦区宽度演化过程的解析公式，发现摩擦机

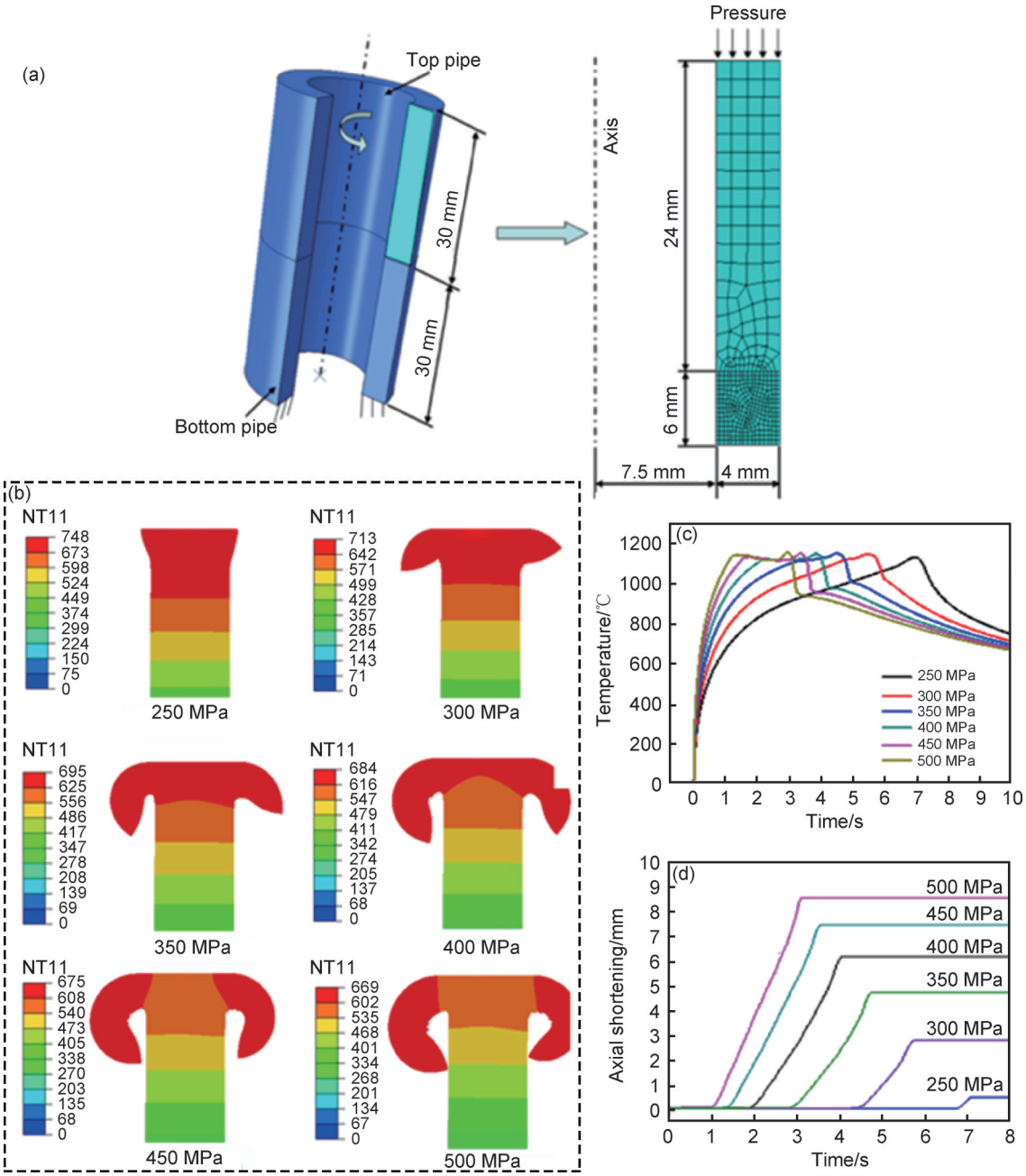


图 6 GH4169 管材惯性摩擦焊接模拟

(a)初始网格模型[67];(b)～(d)摩擦压力对飞边形貌、界面温度场、轴向缩短量的影响[68]

Fig.6 Simulation of inertia friction welding of GH4169 pipe

(a)initial grid model[67];(b)-(d)effect of friction pressure on flash morphology, interface temperature field, and axial shortening[68]

制的转变有利于促进温度场的均匀分布,这与刘漪涛等[73]得到的研究结果相似。

在三维几何模型方面,刚/塑性摩擦模型是较为合理及广泛应用的一种。基于此模型,张全忠[75]和何全鑫[76]利用 ABAQUS 分别建立了 GH4169 高温合金棒材和环形件惯性摩擦焊接三维有限元模型,实现了对实验结果的数值模拟验证。其中,张全忠[75]在模型中考虑到温度、变形以及塑性金属流动对接头成形的影响,通过引入环向摩擦力模拟焊接过程中的温度、接头形变和轴向缩短量变化,并与实验结果进行对比验证,发现误差在合理范围内。三维模型结果分析发现,接头轴向和径向发生塑性变形的应变速率变化规律有所不同,一般来说,轴向上越靠近摩擦面的部分应变速率越大,径向上越靠近圆心应变速率越大。何全鑫[76]在建模时采用 ALE 网格自适应技术来提高网格质量,在边界条件方面对刚/塑性体分别进行自由度约束以及焊接界面、飞边流动面和工件与环境之间的热传导系数设定,并在飞边形貌、焊接温度场以及

轴向缩短量方面验证了数值模型的可靠性。在验证焊接温度场时通过红外热成像仪测得了焊接实验过程中的温度变化曲线，经过对比发现与数值模拟结果相差小于8.6%，吻合良好。另外，在焊接初始阶段，摩擦面的温度场会形成一个环形高温区，随着焊接的进行，环形高温区会向着工件内外圆发生扩散，摩擦面的温度分布也会越来越均匀。而整个焊接过程中，分布在摩擦面上的轴向应力极不均衡，大致呈现为工件偏内圆部分轴向应力较大且应变也更大。此外，越靠近焊接界面应变和应力都越大，不同的应力对应不同的形变和温度。Li等[77]运用塑性-塑性摩擦模型进行了GH4169高温合金棒材惯性摩擦焊研究，与二维模型相比[67-68]，三维模型增加了第三对自由度，使其具有更复杂的边界条件，能够模拟更复杂的物理现象。由于惯性摩擦焊接界面特殊的摩擦产热特点，建立瞬态热源模型，并设置了随温度改变的摩擦因数，即温度较低时摩擦因数随温度升高而增大，达到一定温度后摩擦因数随温度增加而减小，较好地解决了因塑性变形导致的摩擦不稳定问题。此外，界面温度分布不均匀且沿径向呈同心圆分布现象的原因，主要是由于沿半径线速度增大和界面接触压力相反分布。研究还发现，最大热流密度和温度分布在2/5～2/3半径范围内，而摩擦界面两侧的轴向温度基本呈对称分布且无明显差异。

张广刚等[78]基于ABAQUS软件在进行FGH96管件惯性摩擦焊模拟时也选择了应变补偿型Arrhenius本构方程，通过对比模拟结果和实验焊接件发现形貌及飞边尺寸吻合良好。除了温度场轴向对称以外，焊件两侧轴向应力也对称分布，且挤出的飞边应力状态从压应力变为拉应力，飞边末端和飞边根部分别出现拉应力集中和压应力集中。李文亚等[79]建立了GH4169高温合金管件惯性摩擦焊三维模型，结果与王非凡等[67-68]在管件二维焊接模型中分析的一致，也存在界面稳态/准稳态高温平台。且开始焊接后接头界面温度迅速上升到1200 ℃，然后出现准稳态平台，平台温度为焊接界面中心点温度，此时，接头温度处于动态平衡，高温塑化金属被挤出从而形成飞边。此外，还发现不同区域温度上升速率不同，焊接初始阶段界面中心点升温速率较快，而远离界面处升温速率较慢，整个接头温度场随着时间增加最终达到均匀化。在材料流动和内部组织结晶演变方面，姬书得等[80]建立了FGH4169惯性摩擦焊三维模型，结果表明，在焊接初始阶段，由于材料温度与流动速度较低不产生飞边。随着焊接进行，材料的温度与流动速度先升高再降低，随后进入稳态阶段。此时，焊接界面中心区域的材料沿旋转方向流动，而焊接界面两边的材料向界面外流动并形成飞边，飞边尺寸与弯曲程度随焊接时间的增加而增加。杨帆[81]建立了GH4169惯性摩擦焊三维动态再结晶演变模型，主要分析了焊接过程中动态再结晶分数及动态再结晶晶粒尺寸的演变行为。研究发现，在摩擦界面径向上的热流密度及温度具有“双驼峰”的分布特征，即在摩擦界面半径的2/3处热流密度及温度最高，这使得摩擦界面存在一个环状高温区域。模拟结果表明，摩擦界面径向上动态再结晶分数也呈“双驼峰”分布。而随着摩擦时间的增加，摩擦界面动态再结晶分数逐渐增加直至达到1。同时，处于环形区域内的晶粒首先发生细化且程度较高，但该区域内的晶粒尺寸会随着摩擦时间的增加而增大，逐渐大于周围区域，而摩擦界面上的晶粒尺寸在焊接结束时基本趋于一致。

综上所述，二维轴对称模型由于具有划分网格简单和计算精简等优点而被大量使用在惯性摩擦焊接机理研究中，该模型是在平面上分析焊接参数对温度场、应力应变场和轴向缩短量等因素的影响规律，忽略了温度场、应力应变场在空间尺度上的分布，有一定的局限性。随着计算机技术的发展，有限元算法的改进，三维有限元模型开始被应用在惯性摩擦焊接机理研究上。在此基础上开发出来的有限元分析软件实现了惯性摩擦焊接数值模拟从单一物理场到多个物理场耦合，以及从小型简单工件到大型复杂工件的研究，且能够精确控制工艺参数对焊接过程的影响以及更好地研究焊缝成形机制、温度场、应力应变场演变等，但三维有限元模型对处于高度热力耦合状态的惯性摩擦焊接机理的研究还不够深入。

5　结束语

本文系统综述了镍基高温合金惯性摩擦焊在焊缝成形机制、微观组织演变、力学性能及数值模拟等方面的研究进展。镍基高温合金连续驱动摩擦焊接头的飞边形貌可分为光滑型、表面弧纹型及开裂型三类，其演变受摩擦转速、压力与时间的共同影响，内在机制可由塑性环形核-铺展机理解释。在惯性摩擦焊接头中，微观组织划分为WCZ、TMAZ、HAZ及BM，通常沿垂直焊缝方向对称分布。焊接过程中，摩擦热导致WCZ与TMAZ中的γ′强化相发生溶解，其溶解程度因合金种类与强化机制而异。γ′相的数量、尺寸和形态也随着与焊缝距离的增加沿轴向呈现梯度变化。接头的力学性能是评价其质量的一个关键指标。惯性摩擦焊接头的显微硬度沿垂直焊缝方向呈“W”

形分布:TMAZ硬度低于母材,而WCZ硬度则有所提升,这一现象与各区域组织的演变密切相关。接头的室温抗拉强度通常高于高温抗拉强度,并可达到甚至超过母材水平。在高温、高应力条件下,接头易发生蠕变变形,可通过时效处理提升其蠕变寿命。疲劳强度则受晶粒尺寸、晶界类型及不同区域的强化效果影响,疲劳裂纹扩展主要取决于裂纹尖端塑性区产生的塑性变形,如果材料在这个区域更容易发生塑性变形,裂纹扩展得就快;反之则慢。因此,为了抵抗裂纹扩展,要求接头具有良好的塑性和韧性,从而能够“消耗”更多的能量,阻止裂纹前进。在建立镍基高温合金惯性摩擦焊的二维有限元模型时,常采用网格重划分与映射技术以抑制网格畸变。然而,二维模型难以准确反映温度场与应力应变场在三维空间中的分布,存在一定局限性。三维模型能够更精确地刻画工艺参数对焊接过程的影响,适用于研究焊缝成形机制、温度场演变及应力应变分布等复杂物理场问题。

基于当前研究现状,未来可在以下4个方向开展更深入的工作:

(1)系统探讨摩擦压力、摩擦时间、轴向缩短量等多参数交互作用机制,建立工艺-形貌-性能的定量关系。结合先进原位观测技术与多尺度模拟方法,揭示塑性环动态演变与再结晶行为的耦合机理,为高质量焊接成形控制提供理论支撑。

(2)重点开发针对不同合金体系的专用焊后热处理工艺,通过调控析出相尺寸、分布与形态,恢复甚至提升接头高温力学性能。此外,系统研究热处理对耐腐蚀性、氧化抗力等服役性能的影响机制,提出性能协同优化方案。

(3)开展多轴应力、热机械疲劳等复杂载荷下的性能测试,建立考虑组织非均匀性与残余应力的寿命预测模型。进一步发展高周/低周疲劳与蠕变交互作用的理论研究,为发动机关键部件安全评估提供依据。

(4)发展组织演化与力学性能关联的三维多物理场耦合模型,实现从工艺参数到服役性能的全过程模拟。结合人工智能技术,构建工艺智能决策系统,推动焊接工艺从“经验试错”向“精准设计”的转变。

参考文献

[1] 中国航空材料手册编辑委员会编. 中国航空材料手册(第2卷):变形高温合金、铸造高温合金[M]. 北京:中国标准出版社, 2002.
Edited by the editorial committee of the handbook of aviation materials of China. China aviation materials handbook (vol. 2): deformed superalloys, cast superalloys [M]. Beijing: Standards Press of China, 2002.

[2] 王彬, 黄继华, 张田仓, 等. 转速对FGH96/GH4169高温合金惯性摩擦焊接头组织与力学性能的影响[J]. 焊接, 2018(9): 57-60.
WANG B, HUANG J H, ZHANG T C, et al. Effect of rotational speed on microstructure and mechanical properties of FGH96/GH4169 superalloy inertia friction welding joint[J]. Welding & Joining, 2018(9): 57-60.

[3] 祝国梁, 罗桦, 贺戬, 等. 镍基高温合金增材制造研究进展[J]. 材料工程, 2024, 52(2): 1-15.
ZHU G L, LUO H, HE J, et al. Advances in additive manufacturing of nickel-based high-temperature alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(2): 1-15.

[4] TAN C L, WENG F, SUI S, et al. Progress and perspectives in laser additive manufacturing of key aeroengine materials[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2021, 170: 103804.

[5] 甘洪岩, 程明, 宋鸿武, 等. GH4169合金楔横轧加工过程中动态再结晶及织构演变[J]. 材料工程, 2020, 48(2): 114-122.
GAN H Y, CHENG M, SONG H W, et al. Dynamic recrystallization and texture evolution of GH4169 alloy during cross wedge rolling[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(2): 114-122.

[6] 刘臣, 田素贵, 王欣, 等. 一种GH4169镍基合金的组织结构与蠕变性能[J]. 材料工程, 2017, 45(6): 43-48.
LIU C, TIAN S G, WANG X, et al. Microstructure and creep property of a GH4169 nickel-based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(6): 43-48.

[7] 邹金文, 汪武祥. 粉末高温合金研究进展与应用[J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 244-250.
ZOU J W, WANG W X. Research progress and application of powder superalloys[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 244-250.

[8] 郑守峰, 赵强, 黄文彬, 等. FGH98合金惯性摩擦焊接头显微组织与力学性能[J]. 焊接, 2022(10): 21-26.
ZHENG S F, ZHAO Q, HUANG W B, et al. Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joint of FGH98 alloy[J]. Welding & Joining, 2022(10): 21-26.

[9] 刘小涛, 丁晗晖, 杨川, 等. 热挤压态FGH96粉末冶金高温合金的显微组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(2): 354-364.
LIU X T, DING H H, YANG C, et al. Microstructure and mechanical properties of hot extruded FGH96 powder metallurgy superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(2): 354-364.

[10] 王晓峰, 邹金文, 杨杰, 等. FGH96合金惯性摩擦焊焊区的微观组织表征[J]. 中国材料进展, 2019, 38(8): 806-812.
WANG X F, ZOU J W, YANG J, et al. Microstructure characterization of inertia friction bonding region for nickel-based superalloy FGH96[J]. Materials China, 2019, 38(8): 806-812.

[11] PENG Z C, ZOU J W, WANG X Q. Microstructural characterization of dislocation movement during creep in powder metallurgy FGH96 superalloy[J]. Materials Today Communications, 2020, 25: 101361.

[12] LIU A, ZHANG Y T, WANG X S, et al. Evaluation of the influences of the stress ratio, temperatures, and local microstruc-

ture on small fatigue crack propagation behavior of the FGH96 superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 171: 107573.

[13] ZHANG M J, LI F G, YUAN Z W, et al. Effect of heat treatment on the micro-indentation behavior of powder metallurgy nickel based superalloy FGH96[J]. Materials & Design, 2013, 49: 705-715.

[14] 张明, 刘国权, 胡本芙. 镍基粉末高温合金热加工变形过程中显微组织不稳定性对热塑性的影响[J]. 金属学报, 2017, 53(11): 1469-1477.
ZHANG M, LIU G Q, HU B F. Effect of microstructure instability on hot plasticity during thermomechanical processing in PM nickel-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(11): 1469-1477.

[15] GUO W, XIN J R, HAO D, et al. Diffusion bonding of nickel-based powder metallurgy superalloy FGH98 with pure nickel interlayer [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30:267-282.

[16] YANG X W, MENG T X, CHU Q. et al. A review of linear friction welding of Ni-based superalloys[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2024, 31(6): 1382-1391.

[17] 张海泉, 赵海燕, 张彦华, 等. 镍基高温合金电子束焊接热影响区微裂纹特征分析[J]. 材料工程, 2005(3): 22-25.
ZHANG H Q, ZHAO H Y, ZHANG Y H, et al. Analysis on the microfissuring behavior in the heat affected zone of electron beam welded nickel-based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2005(3): 22-25.

[18] 李亚江, 夏春智, 石磊. 国内镍基高温合金的焊接研究现状[J]. 现代焊接, 2010(7): 1-4.
LI Y J, XIA C Z, SHI L. Present situation about welding research of nickel-base high-temperature alloy at home[J]. Modern Welding Technology, 2010(7): 1-4.

[19] 赵红凯, 肖锋, 任飞, 等. TC4钛合金高转速惯性摩擦焊接头组织及性能分析[J]. 焊接, 2008(11): 46-49.
ZHAO H K, XIAO F, REN F, et al. Microstructure and properties analysis of TC4 titanium alloy high speed inertia friction welding joint [J]. Welding & Joining, 2008(11): 46-49.

[20] MAALEKIAN M. Friction welding-critical assessment of literature[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2007, 12(8): 738-759.

[21] BENDZSAK G J, NORTH T H, LI Z. Numerical model for steady-state flow in friction welding[J]. Acta Materialia, 1997, 45(4): 1735-1745.

[22] KIMURA M, SEO K, KUSAKA M, et al. Observation of joining phenomena in friction stage and improving friction welding method[J]. JSME International Journal Series A, 2003, 46(3): 384-390.

[23] HUANG Z W, LI H Y, BAXTER G, et al. Electron microscopy characterization of the weld line zones of an inertia friction welded superalloy[J]. Advanced Materials Research, 2011, 278: 440-445.

[24] BENNETT C J, HYDE T H, SHIPWAY P H. A transient finite element analysis of thermoelastic effects during inertia friction welding [J]. Computational Materials Science, 2011, 50(9): 2592-2598.

[25] 张露, 张春波, 廖仲祥, 等. IN718/FGH96惯性摩擦焊接头焊缝区微观组织状态与织构分布特征[J]. 电焊机, 2022, 52(4): 8-13.
ZHANG L, ZHANG C B, LIAO Z X, et al. Microstructure and texture distribution characteristics in weld zone of IN718/FGH96 inertia friction welded joint[J]. Electric Welding Machine, 2022, 52(4): 8-13.

[26] RAIMONDI L, BENNETT C J, AXINTE D, et al. Development of a novel monitoring system for the in-process characterisation of the machine and tooling effects in inertia friction welding (IFW)[J]. Mechanical Systems and Signal Processing, 2021, 156: 107551.

[27] SATHIYA P, ARAVINDAN S, HAQ A N. Some experimental investigations on friction welded stainless steel joints[J]. Materials & Design, 2008, 29(6): 1099-1109.

[28] HAN X F, ZHU G L, TAN Q B, et al. Effect of semi-aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of an inertia friction welded joint of FGH96 powder metallurgy superalloy[J]. Metals, 2023, 13(3): 632.

[29] 张海泉,张彦华,张行安,等.热处理工艺对惯性摩擦焊接头冲击韧性的影响[J]. 材料工程, 2000(12): 26-28.
ZHANG H Q, ZHANG Y H, ZHANG X A, et al. Effect of heat treatment on the impact toughness in inertia friction welded joints[J]. Journal of Materials Engineering, 2000(12): 26-28.

[30] LI W Y, VAIRIS A, PREUSS M, et al. Linear and rotary friction welding review[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(2): 71-100.

[31] IRACHETA O, BENNETT C J, SUN W. A sensitivity study of parameters affecting residual stress predictions in finite element modelling of the inertia friction welding process[J]. International Journal of Solids and Structures, 2015, 71: 180-193.

[32] RODER O, HELM D, NEFT S, et al. Mixed inconel alloy 718 inertia welds for rotating applications-microstructures and mechanical properties[C]//TMS, Proceedings of the Sixth International Special Emphasis Symposium on Superalloy. Pennsylvania: TMS, 2005: 649-658.

[33] 金峰, 熊江涛, 石俊秒, 等. GH4169旋转摩擦焊飞边成形机理研究[J]. 材料导报, 2020, 34(10): 10144-10149.
JIN F, XIONG J T, SHI J M, et al. Flash formation mechanism during rotary friction welding of GH4169 superalloy[J]. Materials Reports, 2020, 34(10): 10144-10149.

[34] 白晓阳. GH4169镍基高温合金轴向摩擦焊接头微观组织与力学性能[D]. 济南: 山东大学, 2018.
BAI X Y. Microstructure and mechanical properties of axial friction welded nickel-based superalloy GH4169[D]. Jinan: Shandong University, 2018.

[35] 张学敏, 曾卫东, 舒滢, 等. 基于Zener-Hollomon因子的Ti40阻燃合金开裂准则研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(4): 604-608.
ZHANG X M, ZENG W D, SHU Y, et al. Research on cracking criteria of Ti40 flame retardant alloy based on Zener-Hollomon factor [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(4): 604-608.

[36] 王敬和, 马成立. 现代惯性摩擦焊技术[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工

业大学出版社，2022.
WANG J H，MA C L. Modern inertia friction welding technology [M]. Harbin：Harbin Institute of Technology Press，2022.
[37] 杨俊，李京龙，董登科，等. 焊接参数对FGH96惯性摩擦焊接头组织和高温拉伸性能的影响[J]. 航空材料学报，2019，39(2)：33-41.
YANG J，LI J L，DONG D K，et al. Effect of welding parameters on microstructure and high temperature tensile properties of FGH96 inertia friction welding joint[J]. Journal of Aeronautical Materials，2019，39(2)：33-41.
[38] ZHANG Y Q，ZHAO P，TONG Y Q. et al. Microstructure and mechanical properties of powder metallurgy superalloy joints welded by inertia friction welding[J]. Materials，2024，17(6)：1342.
[39] 冯岩. FGH98高温合金的惯性摩擦焊接工艺及接头组织性能研究[D]. 呼和浩特：内蒙古工业大学，2021.
FENG Y. Study on inertia friction welding process and joint microstructure and properties of FGH98 superalloy[D]. Hohhot：Inner Mongolia University of Technology，2021.
[40] DING Y H，YOU G Q，WEN H Y，et al. Microstructure and mechanical properties of inertia friction welded joints between alloy steel 42CrMo and cast Ni-based superalloy K418[J]. Journal of Alloys and Compounds，2019，803：176-184.
[41] 张春波，袁明强，周军，等. 42CrMo/GH4169异种金属惯性摩擦焊工艺[J]. 焊接，2023(8)：6-13.
ZHANG C B，YUAN M Q，ZHOU J，et al. Inertia friction welding process of 42CrMo/GH4169 dissimilar metals[J]. Welding & Joining，2023(8)：6-13.
[42] 王彬，黄继华，张田仓，等. 压力对FGH96/GH4169高温合金惯性摩擦焊接头性能的影响[J]. 焊接学报，2018，39(4)：41-44.
WANG B，HAUNG J H，ZHANG T C，et al. Effect of pressure on performance of FGH96/GH4169 superalloy inertia friction welding joint[J]. Transactions of the China Welding Institution，2018，39(4)：41-44.
[43] 张春波，周军，张露，等. GH4169合金与FGH96合金惯性摩擦焊接头组织和力学性能[J]. 焊接学报，2019，40(6)：40-45.
ZHANG C B，ZHOU J，ZHANG L，et al. Microstructure and mechanical properties of inertia friction welding joint of GH4169 alloy and FGH96 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution，2019，40(6)：40-45.
[44] 卜文德，刘金合，徐韦锋，等. GH4169高温合金惯性摩擦焊接头温度场分布及变化规律[J]. 航空制造技术，2010(7)：84-88.
BU W D，LIU J H，XU W F，et al. Distribution and variation principle of temperature field in GH4169 superalloy inertia friction welding joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology，2010(7)：84-88.
[45] WANG Z T，HAUNG S，ZHANG W Y，et al. Microstructure characterization and mechanical property of the GH4065A superalloy inertia friction welded joints[J]. Metals，2022，12(8)：1390.
[46] CAO S，LI X G，LIU J T，et al. Effect of post-welding aging treatment on the microstructure and high-temperature properties of inertia friction welded GH4065A joint[J]. Materials，2023，16(10)：3639.
[47] 张传臣，张田仓，赵春玲. K447A+GH4169惯性摩擦焊接头组织与高温力学性能[J]. 焊接学报，2019，40(10)：137-141.
ZHANG C C，ZHANG T C，ZHAO C L. Microstructure and high temperature mechanical properties of inertia friction welding joint of K447A+GH4169[J]. Transactions of the China Welding Institution，2019，40(10)：137-141.
[48] 许乔郅，张国栋，袁鸿，等. FGH101高温合金惯性摩擦焊接头的显微组织与力学性能[J]. 热加工工艺，2023，52(23)：63-66.
XU Q Z，ZHANG G D，YUAN H，et al. Microstructure and mechanical property of FGH101 superalloy inertia friction welding joint[J]. Hot Working Technology，2023，52(23)：63-66.
[49] XU Y X，LI W Y，LU J T，et al. Microstructural evolution，room-and high-temperature mechanical properties of friction welded joints of a new wrought Ni-Fe based superalloy[J]. Advanced Engineering Materials，2019，21(8)：1900267.
[50] XU Y X，LI W Y，YANG X W，et al. Evolution of grain structure，γ′ precipitate and hardness in friction welding and post weld heat treatment of a new Ni-Fe based superalloy[J]. Materials Science and Engineering：A，2020，788：139596.
[51] REHMAN A U，USMANI Y，ALSAMHAN A M，et al. Rotary friction welding of inconel718 to inconel600[J]. Metals，2021，11(2)：244.
[52] HUANG Z W，LI H Y，PREUSS M，et al. Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to IN718[J]. Metallurgical and Materials Transactions A，2007，38(7)：1608-1620.
[53] AJAY V，NAVEEN K M，KISHORE B N，et al. Rotary friction welding of inconel718-AISI304 stainless steel dissimilar joint[J]. Materials Science and Technology，2023，39(15)：1950-1960.
[54] CHAMANFAR A，JAHAZI M，CORMIER J. A review on inertia and linear friction welding of Ni-based superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions，2015，46(4)：1639-1669.
[55] GAIKWAD V T，MISHRA M K，HIWARKAR V D，et al. Microstructure and mechanical properties of friction welded carbon steel (EN24) and nickel-based superalloy (IN718)[J]. International Journal of Minerals，Metallurgy and Materials，2021，28(1)：111-119.
[56] 王文超，杨颂华，姜坤，等. GH4169高温合金惯性摩擦焊接接头的蠕变性能[J]. 焊接技术，2013，42(4)：8-11.
WANG W C，YANG S H，JIANG K，et al. Creep properties of inertia friction welded joints of GH4169 superalloy[J]. Welding Technology，2013，42(4)：8-11.
[57] SUN F，GU Y F，YAN J B，et al. Creep deformation and rupture mechanism of an advanced wrought Ni-Fe-based superalloy for 700 ℃ class A-USC steam turbine rotor application[J]. Journal of Alloys and Compounds，2016，687：389-401.
[58] MIAO G L，YANG X G，SHI D Q. Competing fatigue failure behaviors of Ni-based superalloy FGH96 at elevated temperature[J]. Materials Science and Engineering：A，2016，668：66-72.
[59] ZHANG S，LI X L，ZHANG J F，et al. High cycle fatigue behavior of inertia friction welded joint of FGH96 alloy at high temperature[J]. International Journal of Fatigue，2023，176：107870.
[60] KOBAYASHI K，YAMAGUCHI K，HAYAKAWA M. Grain

size effect on high-temperature fatigue properties of alloy718[J]. Materials Letters, 2004, 59(2): 383-386.

[61] BOETTNER R C, MCEVILY A J. Fatigue slip band formation in silicon-iron[J]. Acta Metallurgica,1965, 13: 937-946.

[62] MARGOLIN H. Polycrystalline yielding-perspectives on its onset [J]. Acta Materialia,1998, 46: 6305-6309.

[63] LI X G, LIU J T, LIU Q, et al. High-temperature fatigue behavior of inertia friction welded joints of GH4065A Ni-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica-English Letters(online).

[64] SAJU T, VELU M. Fracture toughness and fatigue crack growth rate studies on rotary friction weldments of nickel-based superalloys[J]. Materials Letters, 2022, 327:133027.

[65] MOAL A, MASSONI E. Finite element simulation of the inertia welding of two similar parts [J]. Engineering Computations, 1993, 12(6): 497-512.

[66] D'ALVISE L, MASSONI E, WALLØE S J. Finite element modelling of the inertia friction welding process between dissimilar materials [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125: 387-391.

[67] WANG F F, LI W Y, LI L J, et al. Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 71 (9/12): 1909-1918.

[68] 王非凡, 李文亚, 陈亮, 等. 轴向压力对惯性摩擦焊的影响数值分析[J]. 焊接学报, 2012, 33(2): 41-44.
WANG F F, LI W Y, CHEN L, et al. Numerical analysis of effect of axial pressure on inertia friction welding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2012, 33(2): 41-44.

[69] 李付国, 张敏聪, 段立宇, 等. GH4169合金摩擦焊规范与成形性能[J]. 焊接学报, 2001,22(4): 43-46.
LI F G, ZHANG M C, DUAN L Y, et al. Friction welding specification and formability of GH4169 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2001,22(4): 43-46.

[70] 张立文, 齐少安, 刘承东, 等. GH4169高温合金惯性摩擦焊接温度场的数值模拟[J]. 机械工程学报, 2002,38(增刊1): 200-202.
ZHANG L W, QI S A, LIU C D, et al. Numerical simulation of temperature field in inertia friction welding of GH4169 superalloy [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2002, 38 (Suppl 1): 200-202.

[71] ZHANG L W, LIU C D, QI S A, et al. Numerical simulation of inertia friction welding process of GH4169 alloy [J]. Journal de Physique Ⅳ (Proceedings), 2004, 120: 681-687.

[72] NIE L F, ZHANG L W, ZHU Z, et al. Microstructure evolution modeling of FGH96 superalloy during inertia friction welding process[J]. Finite Elements in Analysis and Design, 2014, 80: 63-68.

[73] 刘漪涛, 刘金合, 卜文德. GH4169高温合金惯性摩擦焊过程的数值模拟[J]. 电焊机, 2005(9): 54-57.
LIU Y T, LIU J H, BU W D. Numerical simulation of inertia friction welding process of superalloy GH4169[J]. Electric Welding Machine, 2005(9): 54-57.

[74] 唐天祥, 史清宇, 周军, 等. GH4169惯性摩擦焊界面摩擦及瞬态热过程数值模拟研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(10): 36-44.
TANG T X, SHI Q Y, ZHOU J, et al. Numerical simulation of interfacial friction and transient thermal processes in inertia friction welding of GH4169 superalloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(10): 36-44.

[75] 张全忠. GH4169合金摩擦焊接过程的数值模拟研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2007.
ZHANG Q Z. Numerical simulation of friction welding process of GH4169 alloy[D].Dalian: Dalian University of Technology, 2007.

[76] 何全鑫. GH4169环形件惯性摩擦焊接过程数值模拟及焊接工艺研究[D]. 上海: 华东理工大学, 2021.
HE Q X. Numerical simulation of inertia friction welding process and welding technology of GH4169 ring [D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2021.

[77] LI C A, QIN G L, WANG H. Omnidirectional simulation analysis of thermo-mechanical coupling mechanism in inertia friction welding of Ni-based superalloy[J]. Chinese Journal of Aeronautics(online).

[78] 张广刚, 赵强, 刘佳涛, 等. 基于三维双塑性体摩擦副模型的FGH96高温合金管惯性摩擦焊数值模拟[J]. 焊接, 2022(7): 14-20.
ZHANG G G, ZHAO Q, LIU J T, et al. Numerical simulation of inertia friction welding of FGH96 superalloy tube based on 3D double plastic bodies friction pair model[J]. Welding & Joining, 2022(7): 14-20.

[79] 李文亚, 陈亮, 余敏. GH4169合金惯性摩擦焊接头温度场显式有限元数值模拟[J]. 焊接学报, 2011, 32(6): 61-64.
LI W Y, CHEN L, YU M. Explicit finite element numerical simulation of temperature field of inertia friction welding joint of GH4169 alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2011, 32(6): 61-64.

[80] 姬书得, 刘建光, 张利国, 等. 焊接工艺参数对FGH96合金惯性摩擦焊过程材料塑性流动行为的影响[J]. 机械工程学报, 2012, 48(12): 69-74.
JI S D, LIU J G, ZHANG L G, et al. Effect of welding parameters on plastic flow behavior of materials in inertia friction welding of FGH96 alloy [J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 48(12): 69-74.

[81] 杨帆. 镍基高温合金惯性摩擦焊接过程动态再结晶组织演变数值分析[D]. 济南: 山东大学, 2019.
YANG F. Numerical analysis of dynamic recrystallization microstructure evolution during inertia friction welding of nickel-based superalloys[D]. Jinan: Shandong University, 2019.

基金项目:国家自然科学基金面上项目(52371036)

收稿日期:2024-07-23;**录用日期**:2024-10-29

通讯作者:徐雅欣(1985—),女,副教授,博士,研究方向为材料腐蚀、防护涂层制备与性能等,联系地址:陕西省西安市碑林区张家村街道友谊西路127号西北工业大学友谊校区公字楼(710072),E-mail:xu.yaxin@nwpu.edu.cn

(本文责编:王 晶)