



Laves相对GH3625合金管材热挤压过程中 爆裂行为的影响

陈建军¹ 丁雨田¹ 王琨² 闫康¹ 马元俊¹ 王兴茂¹ 周胜名³

¹ 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室 兰州 730050

² 中核四〇四有限公司 嘉峪关 735100

³ 金川集团股份有限公司 镍钴资源综合利用国家重点实验室 金昌 737100

摘要 采用GH3625合金铸态管坯及均匀化态管坯进行相同工艺热挤压管材制备实验,均匀化态管坯能成功挤出,而铸态管坯出现管爆裂现象。通过OM、SEM等手段观察了GH3625合金铸态及均匀化态组织、热挤压成形管材组织、爆裂管材组织及断口形貌,结合EDS分析,研究了GH3625合金管爆裂行为。结果表明,铸态管坯中存在较多的Laves相,经均匀化处理后Laves相和微观偏析基本消除;铸态管坯在热挤压过程中绝热升温导致Laves相回熔是造成管爆裂的主要原因;管爆裂的开裂方式为脆性断裂和韧性断裂相结合的准解理断裂,其中脆性断裂占主导地位。

关键词 GH3625合金,热挤压管材,微观组织,Laves相,管爆裂

中图分类号 TG379

文章编号 0412-1961(2021)05-0641-10

Effects of Laves Phase on Burst Behavior of GH3625 Superalloy Pipe During Hot Extrusion

CHEN Jianjun¹, DING Yutian¹, WANG Kun², YAN Kang¹, MA Yuanjun¹,
WANG Xingmao¹, ZHOU Shengming³

¹ State Key Laboratory of Advanced and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology,
Lanzhou 730050, China

² The 404 Company Limited, China National Nuclear Industry Corporation, Jiayuguan 735100, China

³ State Key Laboratory of Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization,
Jinchuan Group Company Limited, Jinchang 737100, China

Correspondent: DING Yutian, professor, Tel: (0931)2976688, E-mail: dingyt@lut.edu.cn

Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2017YFA0700703), National Natural Science Foundation of China (No.51661019), Program for Major Projects of Science and Technology in Gansu Province (No.145RTSA004), Program for State Key Laboratory Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization (No.301170503), and Program for Hongliu First-Class Discipline Construction Plan of Lanzhou University of Technology

Manuscript received 2020-07-17, in revised form 2020-12-17

ABSTRACT GH3625 superalloy is a type of solid-solution strengthened nickel-based wrought superalloy having Mo and Nb as the main strengthening elements. Because of its excellent high-temperature me-

资助项目 国家重点研发计划项目 No.2017YFA0700703,国家自然科学基金项目 No.51661019,甘肃省科技重大专项项目 No.145-RTSA004,镍钴资源综合利用国家重点实验室基金项目 No.301170503 和兰州理工大学红柳一流学科建设计划项目

收稿日期 2020-07-17 **定稿日期** 2020-12-17

作者简介 陈建军,男,1993年生,博士生

通讯作者 丁雨田,dingyt@lut.edu.cn,主要从事镍基变形高温合金方面的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2020.00264

chanical properties and oxidation resistance below 650°C, it can be used in harsh stress and atmosphere environments. It is mainly used as a pipe material for aeroengine fuel main pipe, nuclear power steam generator heat transfer pipe, and pressure pipe, etc. Owing to the high alloying degree of nickel-based superalloys, large deformation resistance, and narrow thermal processing temperature range, the pipe preparation process is complicated. In this study, the as-cast and homogenized pipe billets were used for a short-flow hot extrusion pipe preparation test using the same process. The homogenized pipe billet was extruded successfully, and the pipe burst occurred during the extrusion of the as-cast billet. The pipe burst behavior was studied by OM, SEM, and EBSD, with an EDS analysis. The results showed a considerable amount of Laves phases in the as-cast pipe billet, and the Laves phases and micro-segregation were essentially eliminated after homogenization. Adiabatic heating of the as-cast pipe billet leads to the Laves phase remelting during the hot extrusion process, which is the main reason for pipe bursting during a hot extrusion process. The cracking mode of the pipe burst is a quasi-cleavage fracture, combining brittle fracture and ductile fracture with the predominance of the brittle fracture.

KEY WORDS GH3625 superalloy, hot extruded pipe, microstructure, Laves phase, pipe burst

GH3625 合金是一种以 Cr、Mo、Nb 为主要强化元素的固溶强化型镍基变形高温合金,在 650°C 以下具有优异的高温力学性能和抗氧化性能,在复杂应力与气氛环境下能够良好的服役,因此被广泛应用于化工、核电、航空航天等领域。目前, GH3625 合金主要以管材的形式应用于航空发动机燃油总管、核电蒸汽发生器传热管、压力管道等^[1-4]。

镍基高温合金管材传统的热挤压工艺为:铸锭经均匀化后锻造开坯成空心管坯,经固溶处理后再进行热挤压加工,然后经冷轧/冷拔及固溶处理等工艺获得成品管材^[5,6]。由于 GH3625 合金变形抗力大、合金化程度高、热加工温度窗口窄等特点,在锻造开坯以及热挤压过程中都易形成裂纹甚至断裂,使高质量的管材生产效率较低^[7-9]。基于传统热挤压工艺,本课题组提出了避开锻造开坯环节的短流程热挤压管材的制备方法:铸态空心管坯经均匀化处理充分消除偏析,然后直接进行热挤压^[10]。为研究 GH3625 合金管材热挤压制备工艺,本课题组分别采用传统热挤压、短流程热挤压以及铸态管坯直接热挤压的工艺进行管材制备。采用传统的热挤压工艺与短流程热挤压工艺都成功挤出了 GH3625 合金无缝管材^[8,11]。但是当传统热挤压工艺在挤压比较大以及采用铸态管坯直接热挤压时都出现了区别于普通开裂的爆炸性开裂现象,部分管壁像子弹一样飞溅,在实际挤压生产时是非常危险的。为提高热挤压管材的生产效率以及确保实验生产的安全可靠,应尽量避免管爆裂现象的发生。

目前,关于镍基高温合金管爆裂行为的报道较少,但研究人员对管材在热挤压过程中产生表面周期性裂纹及开裂的原因进行了实验研究以及动态模

拟预测。对热挤压管材普通开裂的研究^[12-16]表明,管材裂纹产生的主要原因是热挤压参数不合理导致管材温升严重、局部过热以及变形不均匀,在模具出口处拉应力的作用下发生开裂。热压缩模拟是预测高温合金热变形过程及热加工窗口的重要手段,国内外对镍基高温合金热压缩模拟进行了大量报道,镍基高温合金的加工窗口窄,加工安全区通常在高温低应变速率区域,在低温高应变速率时为加工危险区,容易出现绝热剪切带组织,是产生热变形裂纹的重要原因^[7,17-22]。李德富等^[7]对 GH3625 合金进行了等温热压缩实验研究,在变形温度为 950°C、应变速率为 10 s⁻¹ 时合金显微组织中发现了在密集的再结晶区域形成的绝热剪切带。姚志浩等^[22]研究了 GH4738 合金热加工行为,发现在变形温度为 1040°C、应变速率为 10 s⁻¹ 时合金组织中有明显的绝热剪切带区域。先期工作^[8,23]采用热压缩模拟研究了均匀化态 GH3625 合金的热变形行为,并进行了热挤压行为有限元模拟,得出均匀化态 GH3625 合金安全加工的挤压工艺为高温(1150~1200°C)、低应变速率(0.01~0.03 s⁻¹)。采用高温低应变速率对 GH3625 合金传统热挤压工艺制备产生的爆裂管材进行了研究,爆裂管材中并未观察到绝热剪切带组织,高挤压比导致管材在热挤压过程中绝热升温严重,使低熔点的 Laves 相回熔扩散到周围基体中,是裂纹形成的主要原因^[24]。这与热压缩模拟中绝热剪切带以及传统的管材热挤压裂纹形成原因有较大的区别。为了进一步研究 Laves 相对 GH3625 管材爆裂行为的影响,本工作基于均匀化态以及铸态组织 GH3625 合金热挤压荒管与爆裂管材,研究 GH3625 合金管材爆裂原因,为 GH3625 合金等镍基高温合金管材挤压提供理论依据。

1 实验方法

采用真空感应熔炼(VIM) + 电渣重熔(ESR)双联冶炼工艺制备 GH3625 合金铸锭,其化学成分(质量分数,%)为:60.63Ni-21.77Cr-8.79Mo-3.75Nb-3.68Fe-0.4Ti-0.21Al-0.2Mn-0.19Co-0.12Si-0.042C。将铸态管坯机加工为直径 95 mm、壁厚 25.5 mm 的铸态管坯,采用 1140℃、10 h + 1210℃、48 h 的两段式均匀化热处理消除偏析,分别采用铸态及均匀化态 GH3625 合金管坯在挤压机上进行热挤压实验,实验过程如图 1 所示。热挤压参数为:坯料预热温度 1150℃,挤压筒预热温度 400℃,模具预热温度 400℃,挤压速率 50 mm/s,挤压比 7.4,润滑剂采用玻璃润滑剂。挤压结果表明,铸态直接热挤压管坯爆裂,而均匀化处理后的管坯成功挤压出直径 43 mm、壁厚 9.5 mm 的荒管,将热挤压成形管材和爆裂管材空冷至室温。

分别在铸态、均匀化态 GH3625 合金,热挤压后的荒管与爆裂管材内外壁以及爆裂管材开裂位置附近取样进行分析。组织观察试样采用机械研磨和抛光处理,使用王水(浓盐酸:浓硝酸 = 3:1,体积比)溶液对抛光面进行化学腐蚀 3 min 以显示晶界,清洗吹干。在爆裂断口处取样并用 10 g KMnO_4 + 20 g NaOH + 100 mL H_2O 混合溶液将试样加热 8 min 以去除断口表面氧化膜,然后用 20% HCl (体积分数)水溶液清洗断口。利用 Axio Scope A1 光学金相显微镜(OM)对其进行组织观察,利用配备有电子背散射衍射(EBSD)附件的 Quanta FEG 450 场发射扫描电子显微镜(SEM)观察其组织状态、裂纹及断口,并对其进行能谱(EDS)分析。

2 实验结果与分析

2.1 铸态及均匀化态管坯组织

图 2 所示为 GH3625 合金铸态组织及均匀化组织。从图 2a^[25]和 b 可以看出,铸态 GH3625 合金组织为典型的树枝晶组织,在枝晶间区存在大量的析出相,经 EDS 分析表明铸态组织中的析出相主要为一次碳化物 MC 和 Laves 相^[25]。这是因为 GH3625 合金化程度高,在凝固后期产生严重的枝晶偏析,枝晶间含有较高含量的 Nb、Mo 等元素,非平衡凝固过程中发生 $L \rightarrow MC$ 相变或 $L \rightarrow \gamma + MC$ 共晶反应以及 $L \rightarrow \gamma + \text{Laves}$ 共晶反应,使 MC 及 Laves 相析出^[1]。Laves 相是一种低熔点的脆性析出相,是典型的拓扑密排(TCP)有害相,通常具有 MgCu_2 、 MgZn_2 和 MgNi_2 型 3 种晶格类型, MgCu_2 型为 fcc 结构, MgZn_2 和 MgNi_2 型为 hcp 结构,镍基高温合金中 MgZn_2 型的 Laves 相最为普遍,与基体相比,Laves 相富含 Mo、Nb、Si 元素,其形式通常是 $(\text{Ni}, \text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Nb}, \text{Mo}, \text{Ti})$ ^[1,26]。通常认为 Laves 相相对合金的力学性能是有害的,因为 Laves 相消耗了大量的 Nb 元素,使基体中的主要强化元素大量减少,同时会形成严重的偏析区域,特别是对于 GH3625 合金这种主要依靠 Nb 元素和 Mo 元素来固溶强化的高温合金,Nb 元素的大量缺失会严重影响 GH3625 合金的力学性能。均匀化处理是改善高温合金微观元素偏析及消除 Laves 相等有害相的重要手段^[1,27,28]。从图 2c^[8]和 d 可以看出,经过 1140℃、10 h + 1210℃、48 h 的两段式均匀化处理后,均匀化态 GH3625 合金组织中的树枝晶已经完全消失,出现了尺寸不一的等轴晶粒和退火孪晶组织。前期研究结果^[29]表明,两段式均匀化处理基本上消除了 GH3625

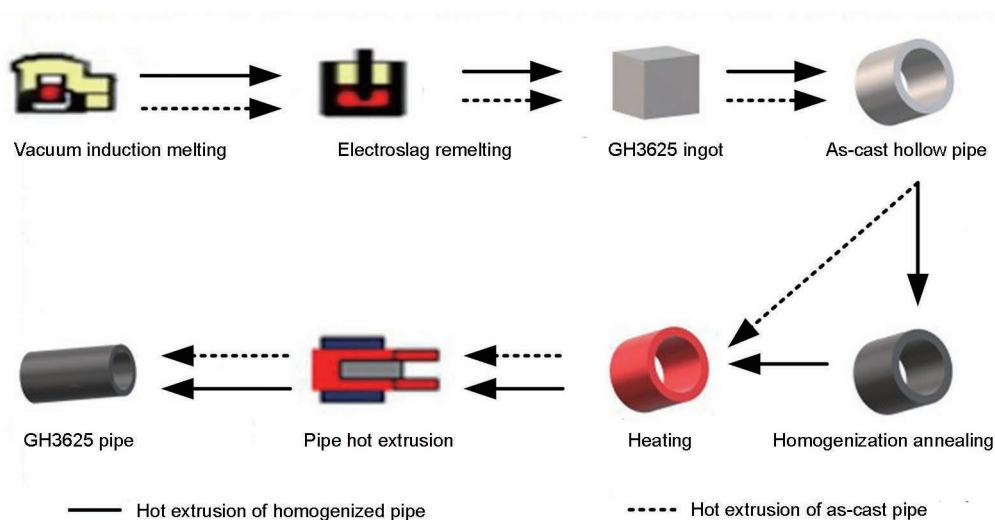


图 1 GH3625 合金管材热挤压实验过程示意图

Fig.1 Flow chart of hot extrusion experiment for the GH3625 superalloy pipe

合金中的低熔点 Laves 相和微观元素偏析。

2.2 热挤压成形荒管及爆裂管壁组织

图 3a 和 b 所示为 GH3625 合金热挤压成形管材

横截面与纵截面的 EBSD 像, 图中黑线表示大角度晶界、灰线表示小角度晶界、红线表示孪晶界。可以看出, GH3625 合金管材组织主要由大量的动态再结

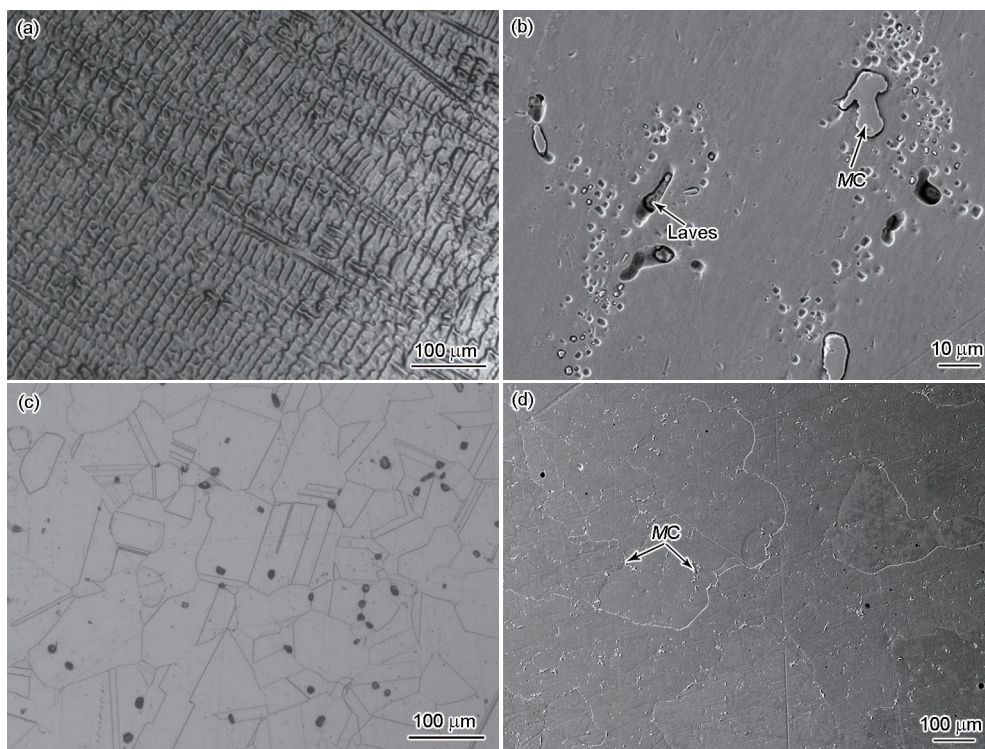
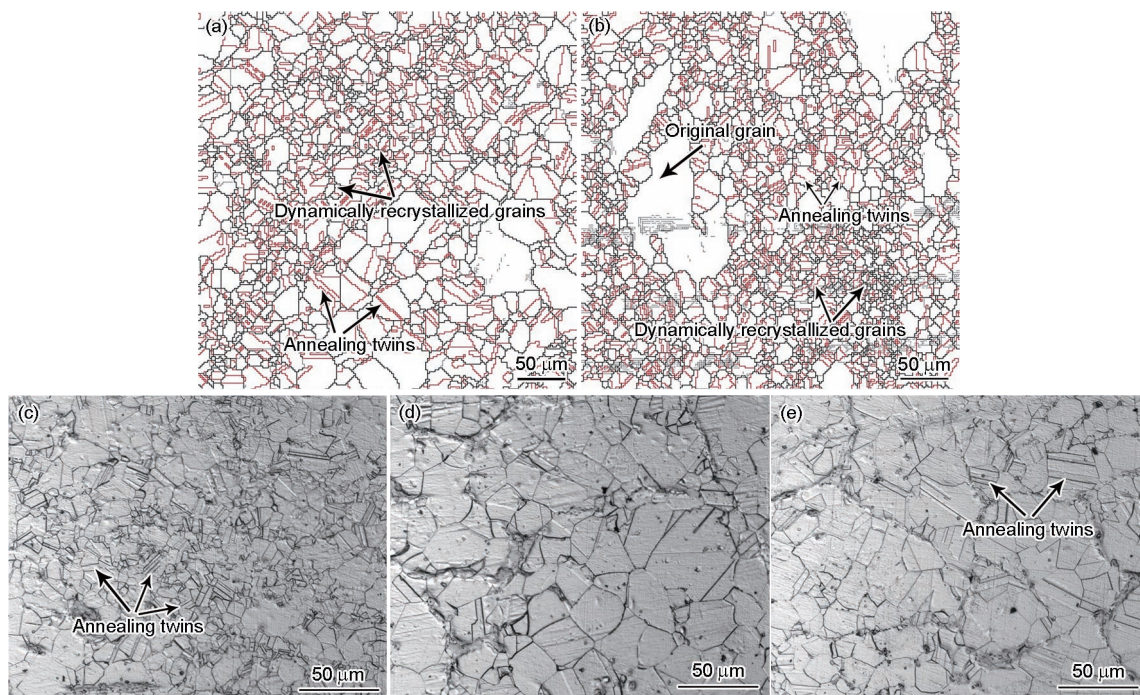


图 2 GH3625 合金管坯铸态及均匀化态组织的 OM^[8,25]和 SEM 像

Fig.2 OM (a^[25], c^[8]) and SEM (b, d) images of as-cast (a, b) and as-homogenized (c, d) GH3625 superalloy billets



Color online

图 3 GH3625 合金热挤压成形管材及爆裂管的 EBSD 像和 OM 像

Fig.3 Cross section (a) and longitudinal section (b) EBSD images of successfully hot extruded pipe of GH3625 superalloy (The black, grey, and red lines in Figs.3a and b represent high angle grain boundaries, low angle grain boundaries, and twin boundaries, respectively), and OM images of burst pipe at outer wall (c), near the central fracture (d), and at inner wall (e)

晶形成的等轴晶晶粒与退火孪晶、少量的原始晶粒组成,采用 Channel 5 软件测得横截面与纵截面晶粒尺寸分别为 8.22 和 6.69 μm ^[8,30]。这是因为均匀化态 GH3625 合金的热挤压过程是加工硬化与动态再结晶软化之间相互博弈的结果,热挤压起始阶段,位错积累导致的加工硬化起主要作用,对于 GH3625 这种低层错能的合金,通过位错的交滑移和攀移进行的动态回复很难发生,当变形程度与位错积累达到临界值时,发生动态再结晶,形成大量的新晶粒,降低位错密度^[31]。图 3c~e 为铸态组织直接热挤压爆裂管材内外壁微观组织的 OM 像。可以看出,爆裂管材各部分的组织均为等轴晶,在内壁和外壁的微观组织中存在较多的退火孪晶。退火孪晶主要以贯穿型孪晶与截止型孪晶 2 种形式存在于动态再结晶晶粒中,这是由于晶界迁移过程中的“生长意外”形成的^[30,32]。同时还可以看出,爆裂管壁不同区域存在晶粒尺寸不均匀现象,管外壁晶粒尺寸最小(8.94 μm),内壁次之(14.63 μm),中心爆裂断口附近晶粒尺寸最大(18.84 μm)。这是由于热挤压过程中管材各部分的变形程度不均匀,坯料外壁的变形程度最大,内壁次之,而中间层最小,同时热挤压过程中管壁中心绝热升温最为严重,使各部分组织的动态再结晶程度不同而导致的^[8,23]。在管壁中间爆裂断口附近组织不含孪晶组织,这与均匀化态直接挤压成形的热挤压管组织以及爆裂管材内外壁组织形成鲜明对比。由退火孪晶“生长意外”机制可知,动态再结晶晶粒在高温和应力的作用下发生晶界迁移,晶界处平行于 {111} 密排面原子的堆垛发生错排,形成层错,部分层错作为孪晶形核,随着大角晶界的迁移,孪晶发生扩展、增厚^[32,33]。晶界迁移速率越大,形成退火孪晶的可能性越大,晶界迁移的驱动力主要为

能量梯度与温度,退火孪晶界通常为共格孪晶界,具有很低的界面能,退火孪晶界的形成是体系自由能降低的过程^[34]。在爆裂位置附近的组织中既没发现完整的孪晶组织,也没有观察到破坏的孪晶组织,排除了孪晶组织在爆裂过程中被破坏的可能性。因此,爆裂位置附近无孪晶组织是因为在管坯发生爆裂之前已有大量的裂纹形成,这些裂纹的形成及后续扩展会使晶界处的应力集中得以释放,在局部高应力被释放的条件下,体系自由能降低,使得退火孪晶无法形成。

对爆裂管壁组织进行 SEM 观察,可以看出,在爆裂管壁组织中存在包含有析出相的许多白条状区域,如图 4 所示。这些白条状区域主要有 2 种形态:一种只存在少量析出相(图 4b);另外一种则存在大量析出相,条状部分几乎全部被析出相所覆盖(图 4c)。对图 4b 中所示的第 1 种区域进行 EDS 点扫描分析可知,点 1 是 MC,其中绝大部分是 NbC;而点 2 主要为 Laves 相,同时含有少量 MC。因此第 1 种区域中的析出相主要是 Laves 相和 MC。对含有大量析出相的区域 2 (图 4c 中方框区域)进行 EDS 面扫描,结果如图 5 所示。可以看出,区域 2 中的析出相存在 C、Mo、Nb、Si、Ti 元素的富集现象,通过元素分布情况可以判定第 2 种区域的析出相是 Laves 相和碳化物。前期研究结果^[29]表明,Laves 相和碳化物的熔点分别在 1171 和 1277 $^{\circ}\text{C}$ 。通过有限元模拟 GH3625 合金管材热挤压温度场分布可知,在热挤压过程中,由于绝热升温,整个管材绝大部分区域的温度已经超过了 Laves 相的熔点,有小部分区域的温度甚至超过了碳化物的熔点^[23]。因此铸态管坯组织中的 Laves 相和少量碳化物发生了过烧现象。综上所述,图 4 中的条状组织极有可能是由于热挤压过程

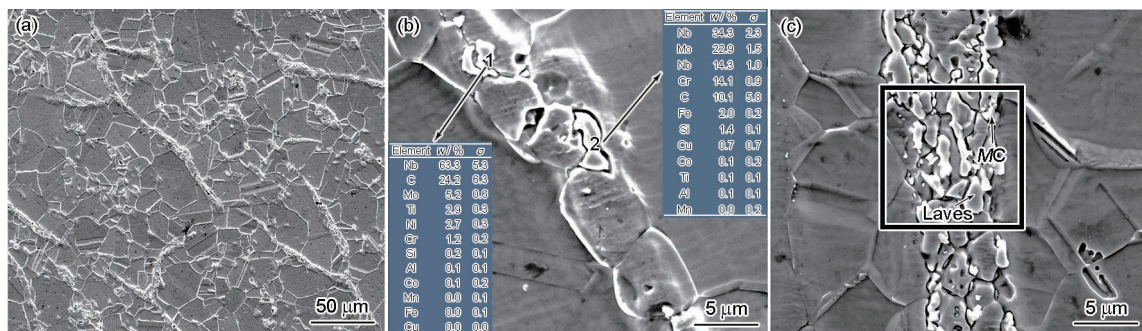


图 4 GH3625 合金爆裂管壁条状组织的 SEM 像和 EDS 分析

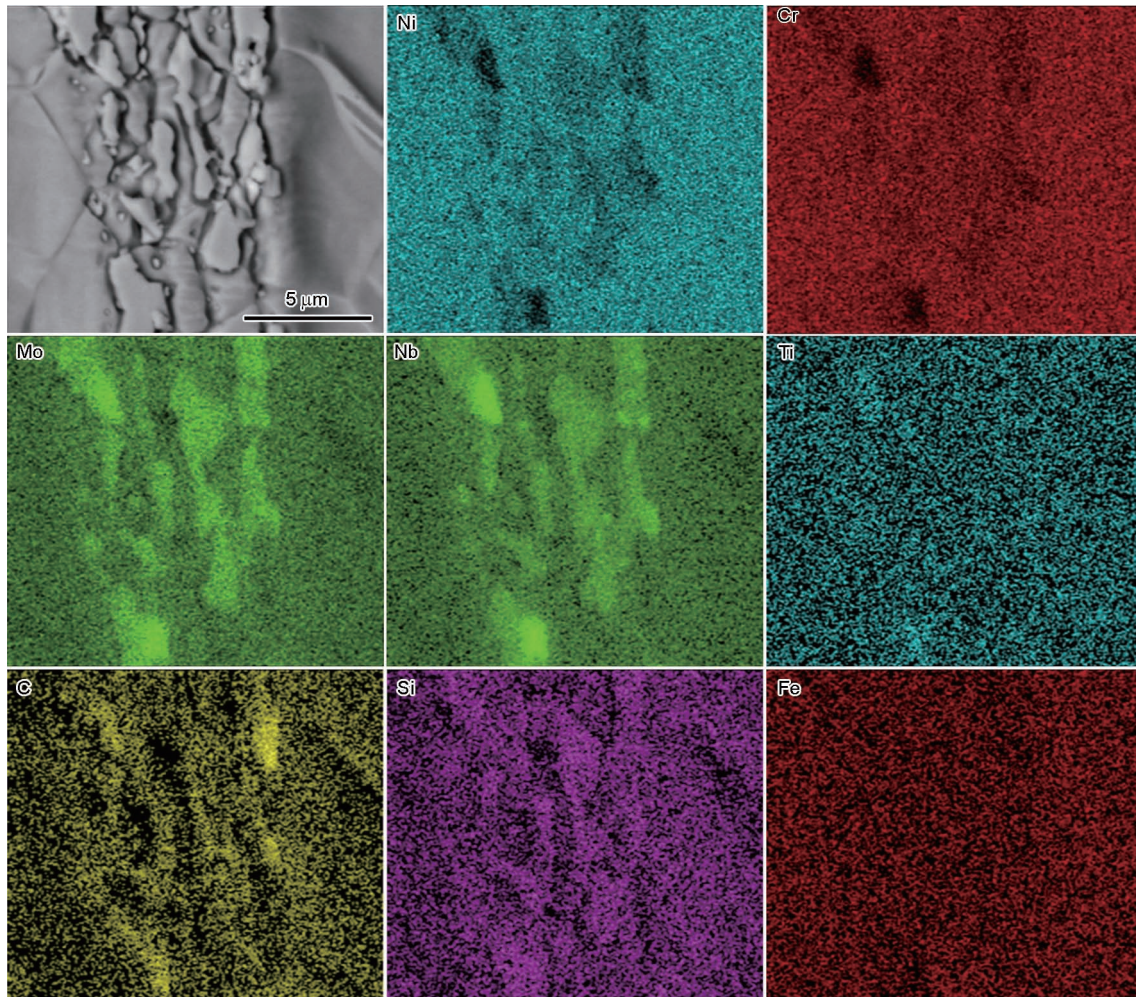
Fig.4 SEM images and EDS analyses of strip structures of GH3625 superalloy

(a) burst pipe wall

(b) a small amount of precipitated phase and EDS analyses of points 1 and 2 (insets)

(w—mass fraction, σ —standard deviation)

(c) a large amount of precipitated phase



Color online

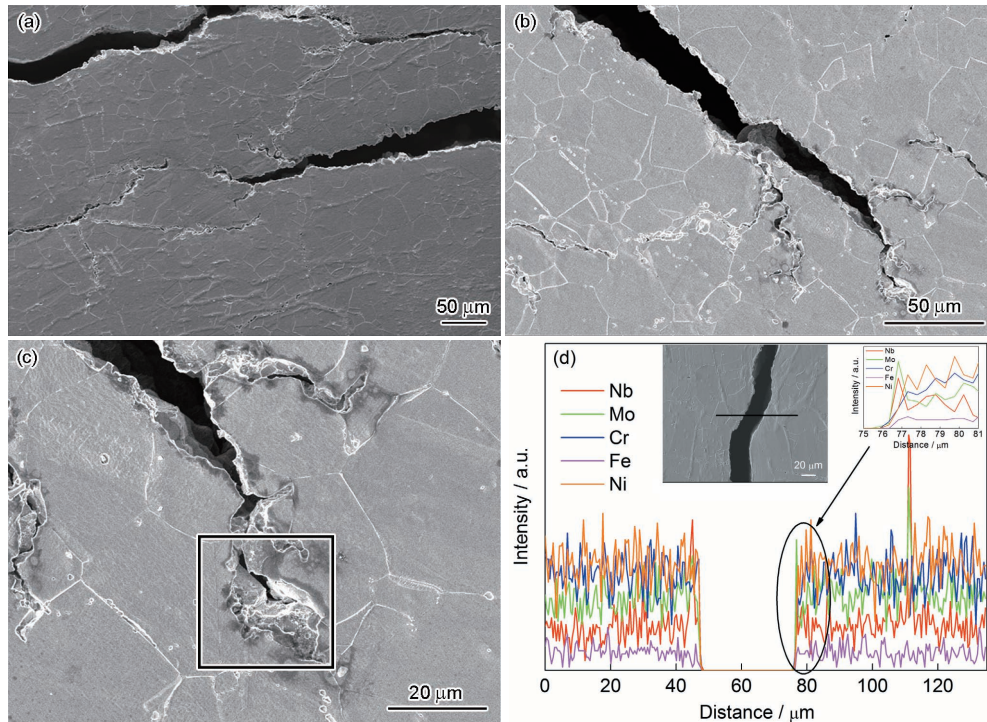
图5 图4c中方框区域条状组织的SEM像和EDS面扫描
Fig.5 SEM image and EDS map scan of strip structure in square area of Fig.4c

中的绝热升温严重使得管坯中的Laves相和部分碳化物发生过烧造成的。

2.3 爆裂管壁裂纹

GH3625合金爆裂位置附近横截面的SEM像如图6a~c所示,可发现在开裂位置附近存在大量的裂纹和未连接在一起的微裂纹。可以看到,裂纹及微裂纹同时存在沿晶界开裂以及穿晶开裂的现象,表明裂纹的扩展路径是沿晶和穿晶的混合模式。对裂纹进行垂直裂纹扩展方向的EDS线扫描,结果如图6d所示。在裂纹处存在Nb、Mo元素含量上升,而Cr、Fe、Ni元素含量下降的现象,这与Laves相的成分相吻合^[35],表明在形成裂纹之前存在Laves相。在裂纹扩展的过程中,裂纹的扩展路径总是沿着需要消耗能量最低的方向^[36],由于热挤压过程中管材的绝热升温严重,导致管材温度过高,材料软化严重且晶间结合力变弱。相对于穿过晶粒来说,裂纹沿着晶界扩展所需要的能量更低,因此裂纹便沿着阻力较小的晶界不断扩展,即沿晶开裂。但由于管材发

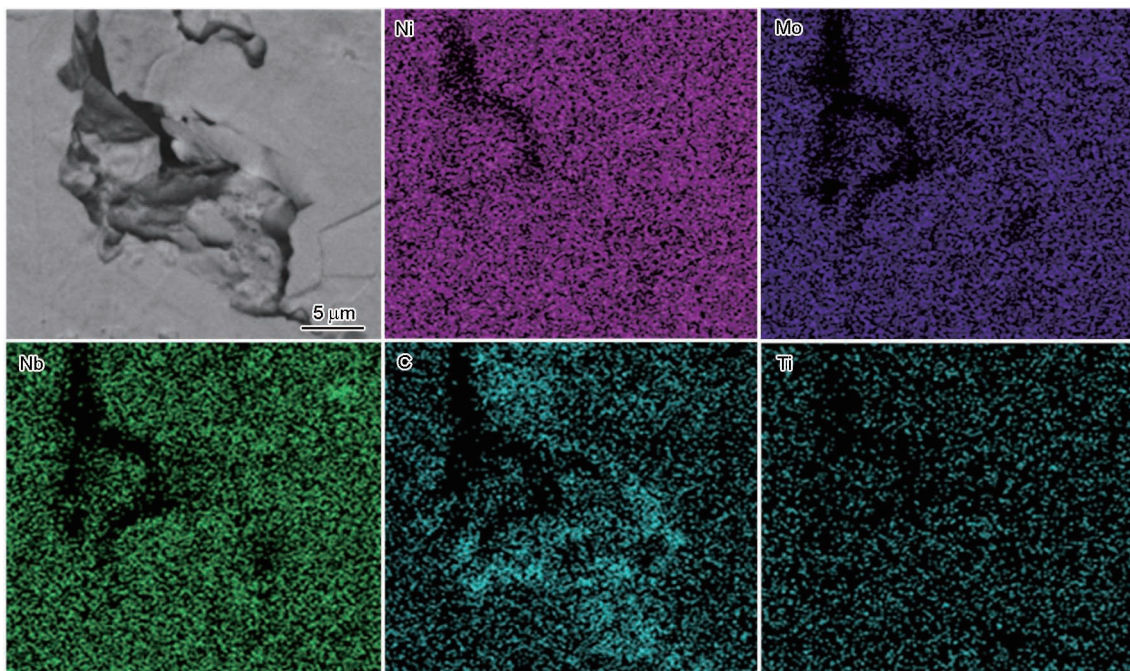
生了爆裂现象,其受到的拉应力很大,由于Laves相和碳化物熔化而形成的裂纹和孔洞快速扩展并连接在一起,在很大的拉应力作用下,裂纹扩展的方向不一定沿着需要消耗能量最低的晶界扩展,而是沿着力的方向进行扩展,因此出现了穿晶和沿晶的混合断裂模式。同时,对于较长的裂纹而言,其裂纹扩展末端均有数个分支,如图6c所示。选择一个裂纹终端对其进行EDS面扫描,结果如图7所示。可以看出,该裂纹终端存在C元素富集的现象,因此该裂纹的扩展终止于碳化物,这是由于碳化物的存在使得该处的强度较高,裂纹扩展过程受阻,其扩展的驱动力不足以越过该碳化物。综上可知,在热挤压过程中裂纹的形成主要来源于Laves相和碳化物熔化所形成的微裂纹和孔洞。这是因为GH3625合金的合金化程度高,其铸态组织中存在明显的元素偏析和大量的Laves相,相对于碳化物来说,Laves相的数量很多,而在热挤压过程中,管材绝大部分区域的温度都超过了Laves相的熔点,而超过碳化物熔点的



Color online

图6 GH3625 合金爆裂管材裂纹的SEM像及EDS线扫描

Fig.6 SEM images of cracks in GH3625 superalloy burst pipe (a-c), and EDS analysis result along line across the crack showed in insert SEM image (d)



Color online

图7 图6c中方框区域裂纹终端的SEM像和EDS面扫描

Fig.7 SEM image and EDS map scan of crack terminal in square area of Fig.6c

区域较少。因此,Laves相熔化形成的孔洞在裂纹形成的过程中占主导作用。

2.4 爆裂管材断口形貌

图8为GH3625合金爆裂管材的断口形貌。图

8a为断口表面形貌,在断口表面上并没有发现韧窝的存在,可以看出断口表面呈现出解理断裂的特征。图8b和c为图8a中2个区域的放大图像,分别清楚地展现出了断口表面的韧性条纹和解理刻面,由此

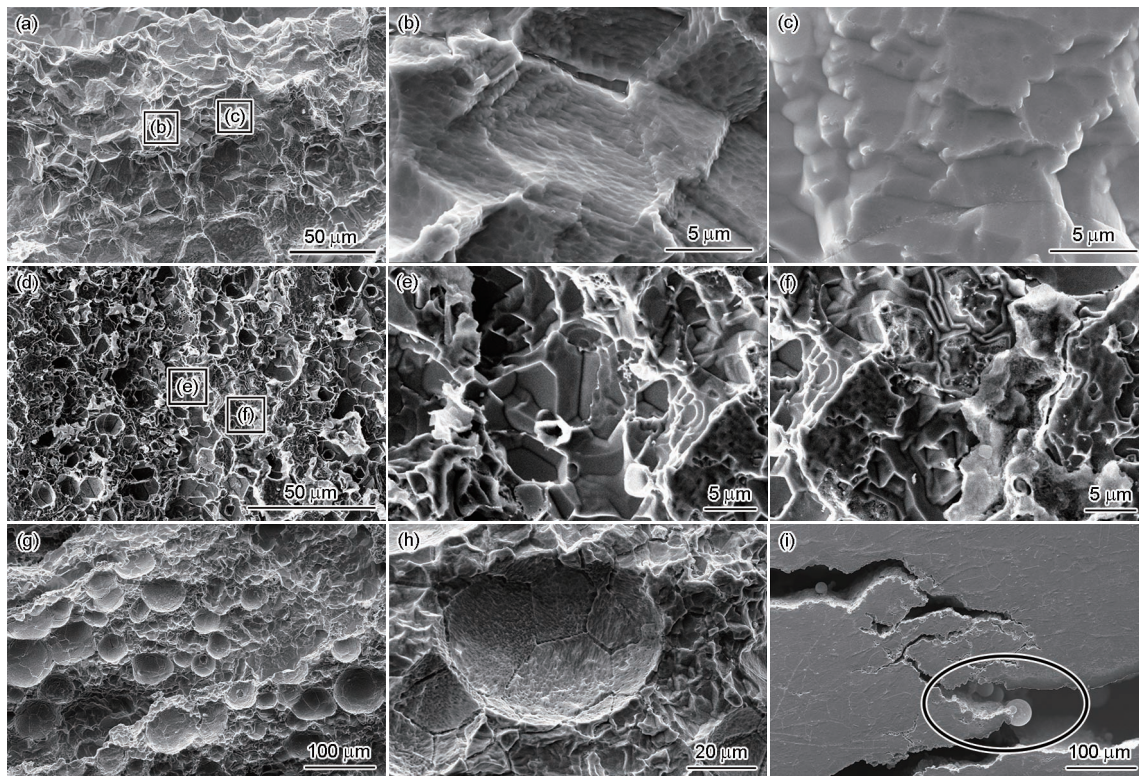


图8 GH3625合金爆裂管材断口形貌的SEM像

Fig.8 SEM fractographs of the GH3625 superalloy burst pipe

(a-c) fractographs

(d-f) over-burnt fractographs

(g, h) remelted zone fractographs

(i) spherical particles at crack source in elliptical area

可知爆裂管材的开裂方式为脆性断裂和韧性断裂相结合的准解理断裂,其中脆性断裂占主导地位。在断面上有很多过烧断口形貌,如图8d所示,其局部放大图像如图8e和f所示。从图8e中可以清楚地看到断口具有脆性沿晶断裂的特征,图8f为典型的由于局部熔化所造成的过烧断口^[7]。结合图4、6d和7可知,铸态GH3625合金组织中含有较多的Laves相和少量的碳化物,而Laves相在挤压过程中由于挤压升温出现回熔,进而形成孔洞缺陷,进一步证明了管材沿着低熔点的Laves相过烧处开裂。同时,断口上还存在规则半球状的凹坑,如图8g所示,其直径在40~70 μm之间。凹坑的放大像如图8h所示,在凹坑内壁可以清楚地看到晶界且其内壁不光滑,放大后发现其内壁均为韧性条纹。在裂纹源附近发现了如图8i中椭圆形框所示的球状颗粒,这些球状颗粒的尺寸与断口中所发现的球状凹坑相匹配。这是因为在管材爆裂时,Laves相回熔区域处开裂,回熔区域迅速冷却而形成的液滴凝固形成的。

综上所述,铸态GH3625合金中含有较多的低熔点Laves相及少量碳化物,在挤压过程中由于挤压升温导致管材绝大部分的温度超过Laves相的溶

解温度,大部分Laves相发生回熔,在挤压出口处极大挤压拉力的作用下,应力主要集中于Laves相回熔区域形成的孔洞处以及碳化物处,形成裂纹源。裂纹沿着Laves相回熔区域形成的孔洞迅速扩展,多处孔洞快速连通,从而造成了管材爆炸性开裂。

3 结论

(1) GH3625合金铸锭中含有较多的Laves相及少量碳化物,采用1140℃、10 h + 1210℃、48 h的两段式均匀化热处理工艺消除了Laves相,是GH3625合金成功挤出荒管的重要原因。

(2) 铸态GH3625合金管坯热挤压过程中易出现管爆裂,爆裂管内外壁含有大量的孪晶,而开裂位置附近由于爆裂过程中应力释放使得合金组织中不含孪晶。同时在爆裂管材的组织中存在较多Laves相和碳化物组成的白条状组织。

(3) 铸态GH3625合金管坯在热挤压过程中绝热升温导致Laves相回熔是造成管爆裂的主要原因。管爆裂的开裂方式为脆性断裂和韧性断裂相结合的准解理断裂,其中脆性断裂占主导地位。

参考文献

- [1] Guo J T. Materials Science and Engineering for Superalloys (Book 1) [M]. Beijing: Science Press, 2008: 1
(郭建亭. 高温合金材料学(上册)[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 1)
- [2] Shi C X, Zhong Z Y. Fifty Years Development of Superalloy in China [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 1
(师昌绪, 仲增墉. 中国高温合金五十年[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 1)
- [3] Gao Y B, Ding Y T, Chen J J, et al. Evolution of microstructure and texture during cold deformation of hot-extruded GH3625 alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2019, 55: 547
(高钰璧, 丁雨田, 陈建军等. 挤压态GH3625合金冷变形过程中的组织和织构演变[J]. 金属学报, 2019, 55: 547)
- [4] Dang L, Yang H, Guo L G, et al. DRX rules during extrusion process of large-scale thick-walled Inconel 625 pipe by FE method [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2015, 25: 3037
- [5] Tian D. Development and production of high-temperature alloy seamless tubulars [J]. Steel Pipe, 2002, 31(3): 1
(田党. 高温合金无缝管材的研制与生产[J]. 钢管, 2002, 31(3): 1)
- [6] Zou Z H. Development of domestic manufacturing technologies for stainless steel tubes and gap with similar technologies developed overseas [J]. Steel Pipe, 2000, 29(6): 7
(邹子和. 我国不锈钢管生产技术的进展及其与国外的差距[J]. 钢管, 2000, 29(6): 7)
- [7] Li D F, Wu Z G, Guo S L, et al. Study on the processing map of GH625 Ni-based alloy deformed at high temperature [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2012, 41: 1026
(李德富, 吾志岗, 郭胜利等. GH625镍基合金高温塑性变形加工图研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41: 1026)
- [8] Ding Y T, Chen J J, Li H F, et al. Study on processing map of homogenized GH3625 superalloy and its tube manufacturing by short-flow hot extrusion [J]. Mater. Rev., 2019, 33: 2753
(丁雨田, 陈建军, 李海峰等. 均匀化态GH3625合金热加工图及短流程热挤压管材研究[J]. 材料导报, 2019, 33: 2753)
- [9] Wei J X, Su C L, He Y H. The research on hot extruding temperature of GH3625 alloy tube billet [J]. Spec. Steel Technol., 2015, 21(2): 38
(韦家向, 苏承龙, 何云华. GH3625合金管坯热挤压温度研究[J]. 特钢技术, 2015, 21(2): 38)
- [10] Ding Y T, Liu D X, Hu Y, et al. A short-flow hot extrusion process for forming Inconel 625 superalloy pipe [P]. Chin Pat, 201510899976.1, 2015
(丁雨田, 刘德学, 胡勇等. 短流程热挤压变形高温合金Inconel 625管材方法[P]. 中国专利, 201510899976.1, 2015))
- [11] Liu D X, Cheng X W, Zhang X, et al. Effects of heating and hot extrusion process on microstructure and properties of Inconel 625 alloy [J]. J. Wuhan Univ. Technol., 2016, 31: 1368
- [12] Dong J X. Extrusion and Microstructure Control of Nickel based Alloy Tubes [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014: 1
(董建新. 镍基合金管材挤压及组织控制[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2014: 1)
- [13] Wang B S, Shao Y, Su C. Investigation on cracks in 825 alloy pipe during hot extrusion process [J]. Hot Work. Technol., 2013, 42(15): 127
(王宝顺, 邵羽, 苏诚. 825合金热挤压管裂纹研究[J]. 热加工工艺, 2013, 42(15): 127)
- [14] Gao Y G, Sun H G, Pang Y S, et al. Investigation of hot extrusion-caused cracking of Inconel 718 seamless steel tube and related control measures [J]. Steel Pipe, 2017, 46(6): 44
(高玉光, 孙海刚, 庞于思等. Inconel 718无缝钢管热挤压开裂原因分析和控制[J]. 钢管, 2017, 46(6): 44)
- [15] Peng H J. Study on hot deformation behaviors and hot tube extrusion mechanism of GH690 alloy [D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2014
(彭海健. GH690合金热变形行为及管材热挤压机理研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2014)
- [16] Wang B. High speed hot tube extrusion process of Inconel690 superalloy [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2014, 43(Suppl.1): 137
(王彬. Inconel690合金管高速热挤压成形工艺研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(增刊1): 137)
- [17] Jiang H, Yang L, Dong J X, et al. The recrystallization model and microstructure prediction of alloy 690 during hot deformation [J]. Mater. Des., 2016, 104: 162
- [18] Godasu A K, Prakash U, Mula S. Flow stress characteristics and microstructural evolution of cast superalloy 625 during hot deformation [J]. J. Alloys Compd., 2020, 844: 156200
- [19] Guo S L, Li D F, Guo Q M, et al. Investigation on hot workability characteristics of Inconel 625 superalloy using processing maps [J]. J. Mater. Sci., 2012, 47: 5867
- [20] Wang Y, Wang J S, Dong J S, et al. Hot deformation characteristics and hot working window of as-cast large-tonnage GH3535 superalloy ingot [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2018, 34: 2439
- [21] Lypchanskyi O, Šleboda T, Zygula K, et al. Evaluation of hot workability of nickel-based superalloy using activation energy map and processing maps [J]. Materials, 2020, 13: 3629
- [22] Yao Z H, Dong J X, Zhang M C, et al. Hot deformation behaviour of superalloy GH738 [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2013, 42: 1199
(姚志浩, 董建新, 张麦仓等. GH738高温合金热加工行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42: 1199)
- [23] Ding Y T, Gao X, Dou Z Y, et al. Numerical simulation of hot extrusion process of GH3625 alloy tubes [J]. Spec. Cast. Nonferrous Alloys, 2016, 36: 1121
(丁雨田, 高鑫, 豆正义等. GH3625合金管材热挤压过程的数值模拟[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36: 1121)
- [24] Ding Y T, Wang K, Gao Y B, et al. Microstructure and crack forming mechanism of GH3625 alloy tube by hot extruded forming process [J]. Rare Met. Mater. Eng., 2020, 49: 1743
(丁雨田, 王琨, 高钰璧等. 热挤压成形GH3625合金管材组织及裂纹形成机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49: 1743)
- [25] Ding Y T, Li H F, Wang W, et al. Microsegregation and homogenization of GH3625 alloy ingot [J]. Mater. Sci. Technol., 2016, 24(6): 14
(丁雨田, 李海峰, 王伟等. 铸锭GH3625合金微观偏析及均匀化热处理[J]. 材料科学与工艺, 2016, 24(6): 14)
- [26] Schirra J J, Cales R H, Hatala R W. The effect of laves phase on

- the mechanical properties of wrought and cast + HIP Inconel 718 [A]. *Superalloys 718, 625 and Various Derivatives* [C]. Warrendale, PA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1991: 375
- [27] Deng Q, Du J H, Zhuang J Y, et al. As-cast microstructure and segregation improvement of alloy GH742y [J]. *J. Iron Steel Res.*, 2007, 19(5): 89
(邓群, 杜金辉, 庄景云等. GH742y 合金的铸态组织及铸态偏析的改善 [J]. *钢铁研究学报*, 2007, 19(5): 89)
- [28] Li X X, Jia C L, Zhang Y, et al. Incipient melting phase and its dissolution kinetics for a new superalloy [J]. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 2020, 30: 2107
- [29] Ding Y T, Dou Z Y, Gao Y B, et al. Phase transformation during melting and solidifying process of homogenized superalloy GH3625 [J]. *Chin. J. Mater. Res.*, 2017, 31: 853
(丁雨田, 豆正义, 高钰璧等. 均匀化态 GH3625 合金熔化和凝固过程中的相变 [J]. *材料研究学报*, 2017, 31: 853)
- [30] Gao Y B, Ding Y T, Chen J J, et al. Effect of twin boundaries on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2019, A767: 138361
- [31] Jiang H, Dong J X, Zhang M C, et al. Evolution of twins and substructures during low strain rate hot deformation and contribution to dynamic recrystallization in alloy 617B [J]. *Mater. Sci. Eng.*, 2016, A649: 369
- [32] Gleiter H. The formation of annealing twins [J]. *Acta Metall.*, 1969, 17: 1421
- [33] Li Z G. Evolution of annealing twin boundary and mechanical behavior in a nickel-iron based wrought alloy [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015
(李志刚. 一种镍铁基变形高温合金中退火孪晶界的演变与力学行为 [D]. 上海: 上海交通大学, 2015)
- [34] Mandal S, Bhaduri A K, Sarma V S. Role of twinning on dynamic recrystallization and microstructure during moderate to high strain rate hot deformation of a Ti-modified austenitic stainless steel [J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2012, 43A: 2056
- [35] Liu C T, Zhu J H, Brady M P, et al. Physical metallurgy and mechanical properties of transition-metal Laves phase alloys [J]. *Intermetallics*, 2000, 8: 1119
- [36] Malitckii E, Remes H, Lehto P, et al. Strain accumulation during microstructurally small fatigue crack propagation in bcc Fe-Cr ferritic stainless steel [J]. *Acta Mater.*, 2018, 144: 51
- [37] Liu X G, Xu H, Gao X. Fracture failure analysis of automotive main axle [J]. *Found. Technol.*, 2018, 39: 933
(刘晓光, 徐浩, 高鑫. 汽车主轴的断裂失效分析 [J]. *铸造技术*, 2018, 39: 933)

(责任编辑:肖素红)