

热挤压成形 GH3625 合金管材组织及裂纹形成机理

丁雨田¹, 王 琨¹, 高钰璧¹, 陈建军¹, 张 东²

(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, 甘肃 兰州 730050)

(2. 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, 甘肃 金昌 737100)

摘 要: 通过对比热挤压成形管材和爆裂管材的组织以及对爆裂管材裂纹和断口的分析, 研究了热挤压成形 GH3625 合金管材的组织及裂纹形成机理。结果表明: 爆裂管材与成形管材的组织均为等轴晶, 但爆裂管材的开裂使晶界处的应力集中得以释放, 其组织中并没有形成变形孪晶, 在管材径向方向上也不存在晶粒尺寸不均匀的现象。挤压比过高导致管材在热挤压过程中绝热升温严重, 使低熔点的 Laves 相熔化并扩散到周围基体中, 是裂纹形成的根本原因。在模具出口处高拉应力的作用下, 这些裂纹不断扩展最终连接在一起, 导致管材的爆裂现象。由于断口表面冷却速率较高, 组织通过奥氏体区的时间较短, 再结晶形核核心多且晶粒长大过程受阻, 使断口表面形成了一层十分细小的再结晶晶粒。

关键词: 热挤压成形; GH3625 合金; 裂纹形成机理

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1743-07

GH3625 合金作为一种以 Mo、Nb 为主要强化元素的固溶强化型镍基变形高温合金, 由于在 650 °C 以下具有优异的抗疲劳性能、抗腐蚀性能、抗氧化性能和力学性能, 被广泛应用于化工、热电、航空航天和国防等领域^[1-3]。目前 GH3625 合金主要以管材形式应用于核电蒸汽发生器传热管, 压力管道等^[4]。由于热挤压成形具有材料流动性能好, 生产成本低^[5]等优点, 采用热挤压工艺得到的管材, 其组织较为均匀, 且强度高^[6], 因此, 热挤压成形是目前制备镍基高温合金管坯的主要方法^[7]。但由于 GH3625 合金的合金化程度高, 变形抗力大, 热加工温度范围较窄, 当热挤压工艺参数选择不当时, 就会影响到管材质量甚至无法成形, 如出现表面裂纹, 中心裂纹、闷车^[8]、爆裂等问题, 降低了生产效率。

目前关于镍基高温合金热挤压成形管材制备的研究主要集中在热压缩模拟^[9]、有限元数值模拟^[10]以及管材成形工艺^[11]等方面, 而对热挤压管材成形过程中出现的管爆裂现象报道较少。在实际生产中, 分析解决管材热挤压过程中的开裂等缺陷问题, 有助于提高生产效率、降低生产成本^[12], 因此, 对管材在热挤压过程中开裂的研究十分必要。董建新等^[13]人对 G3 合金热挤压荒管开裂现象进行了研究, 结果表明模具润滑剂选择不当、坯料预热温度过高、热挤压速度过高三者共同引起挤出管材内部温度上升, 并且高于合金

热加工温度范围, 内部应力状态从压应力突变为拉应力是开裂的主要原因。高玉光等^[14]分析了 Inconel 718 无缝钢管热挤压开裂的原因, 结果表明坯料径向加热温度不均, 外表面温度过高, 且挤压速度偏高导致升温严重, 引起坯料局部过热是造成 Inconel 718 挤压无缝钢管表面裂纹的主要原因。彭海健^[15]分析了 Inconel 690 合金热挤压管材外表面周期性裂纹产生的原因, 结果表明热挤压过程中产生了不均匀变形, 管坯中心金属的流速大于内、外层金属的流速, 使外表面层金属受到拉应力的作用是裂纹产生的主要原因。综上所述, 热挤压管材开裂的主要原因是热挤压参数不合理导致管材升温严重、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。然而, 已有报道中并未对热挤压管材开裂甚至爆裂行为中的组织及裂纹形成机理等问题进行系统、深入的研究。本工作通过对比成形管材与爆裂管材的组织, 并对爆裂管材裂纹及断口进行分析, 研究热挤压成形 GH3625 合金管材的组织及裂纹形成机理, 为进一步优化 GH3625 合金管材的热挤压工艺参数, 提高成材率提供理论指导。

1 实 验

实验所用 GH3625 合金管坯的化学成分见表 1。为了减小加热初期时坯料的温度应力并增加加热后期坯料温度的均匀性, 采用如图 1 所示的 3 段式加热制

收稿日期: 2019-05-10

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFA0700703); 国家自然科学基金 (51661019); 甘肃省科技重大专项 (145RTSA004)

作者简介: 丁雨田, 男, 1962 年生, 博士, 教授, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, E-mail: dingyt@lut.edu.cn

度。第 1 步环形炉加热，加热温度 850 °C，长时间保温。由于设备等原因导致后续加热、润滑、挤压等工序可能不在计划时间段进行，所以这一步的保温时间是不确定的，为长时保温。GH3625 合金在 650~800 °C 之间时效会析出 $M_{23}C_6$ 和 δ 相，使合金塑性下降，但在 850 °C 时 δ 相会大量溶解，合金中只有少量 $M_{23}C_6$ ^[16]。所以 GH3625 合金在 850 °C 时不会有太大的组织变化，从而在这一温度下长时保温不会影响管坯组织及后续挤压过程。第 2 步感应加热，加热温度 1080 °C，加热时间 5 min。该步骤是管材挤压扩孔工序，即提温后对坯料进行穿孔来保证挤压时穿孔针顺利进入坯料内孔，将挤压过程中可能出现的意外情况降到最低^[17]。在 1080 °C 下，析出相大量回溶，合金塑性进一步增加，组织中只存在少量 MC，但在此温度下会发生再结晶^[18]，所以时间不能太长，否则会产生大尺寸晶粒，影响后续挤压顺利进行。第 3 步二次感应加热，加热温度 1180 °C，加热时间 5 min。该次加热后就是挤压工序，为了弥补润滑过程中的温降，要加热到热挤压温度以上 10 °C。同样时间不能过长，否则会导致晶粒粗大，影响挤压过程。坯料加热完成

后，在公称压力为 31.5 MN 的卧式压力机上进行热挤压实验，各项热挤压参数如表 2 所示。挤压完成后，将管坯空冷至室温。

图 2 为管材热挤压实验结果照片：1 号管材挤压成功；2 号管材挤压失败，在挤压出约 20 cm 后瞬间爆裂，管材从中间层开裂且内外壁严重分离，呈现出一种爆裂状态。使用线切割在 1 号管材和 2 号管材 L/3 处取样若干，对试样进行机械研磨和抛光，用现配的浓硝酸和浓盐酸混合溶液（体积比为 1:3）化学腐蚀 1~3 min，利用 ZEISS Axio Scope A1 光学金相显微镜(OM)进行组织观察。在 2 号管材开裂位置附近取样若干，对试样进行机械研磨和抛光，用现配的浓硝酸和浓盐酸混合溶液（体积比为 1:3）化学腐蚀 1~3 min，利用 FEI Quanta FEG 450 场发射扫描电镜(SEM)观察其组织及裂纹，并进行 EDS 线扫描分析。在 2 号管材断口处取样若干并用 10 g $KnMO_4$ + 20 g NaOH+100 mL H_2O 混合溶液将试样加热 5~8 min 以去除断口表面氧化膜，然后用 20% HCL 水溶液清洗断口，最后在乙醇中超声清洗 10 min，利用 JEOL JSM-6700 场发射扫描电镜(SEM)观察其断口形貌。

表 1 GH3625 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3625 alloy (wt%)

Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Ti	Al	Mn	Co	Si	Cu	C	P	S
Bal.	21.77	8.79	3.75	3.68	0.40	0.21	0.2	0.19	0.12	0.06	0.042	0.006	0.0006

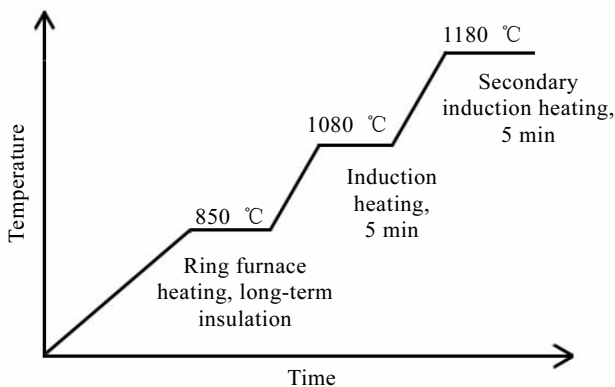


图 1 坯料加热制度

Fig.1 Heating system of blank

2 结果与讨论

2.1 显微组织分析

图 3 为成形管材微观组织 OM 照片。可以看出，成形管材的组织为均匀的等轴晶，且存在大量变形孪晶。对于 GH3625 合金这种低层错能的金属来说，不易发生交滑移^[19]，由于挤压过程中的变形抗力很大，孪生则作为补充方式来满足塑性变形的需要，使管材组织中形成大量变形孪晶。同时在管材径向方向上存在晶粒尺寸不均匀的现象，这是由于热挤压过程中管材各部分的变形程度不均匀，使各部分组织的动态再结晶程度不同而导致的^[20]。平均晶粒尺寸由大到小依

表 2 热挤压实验参数

Table 2 Hot extrusion experiment parameters

Number	Blank size/mm	Extrusion size/mm	Temperature/°C	Speed/mm·s ⁻¹	Ratio	Lubricant	Result
1	Φ247/85×300	Φ159×18	1170	100	6.66	Glass lubricant	Successful
2	Φ247/95×300	Φ121×20	1170	100	8.37	Glass lubricant	Failed

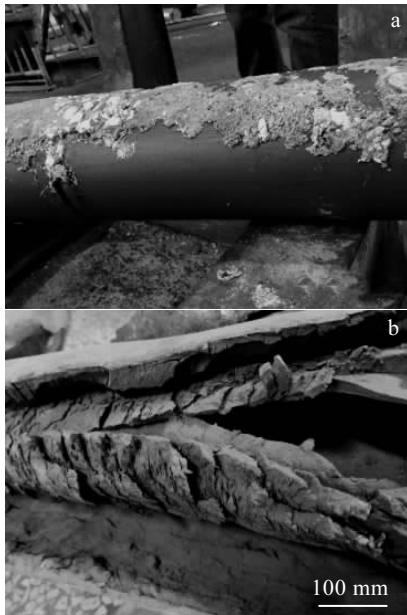


图2 热挤压成形管材及热挤压爆裂管材

Fig.2 Hot extrusion forming tube (a) and bursting tube (b) by hot extrusion

次为中间层、内壁、外壁, 说明在热挤压过程中坯料外壁的变形程度最大, 内壁次之, 中间层最小。同时, 再结晶晶粒大小对温度十分敏感, 温度越高, 再结晶晶粒尺寸越大^[20]。管材从模具中挤出时内壁和外壁与空气接触从而冷却速率较高, 其晶粒生长温度较低; 而中心部分的冷却速率较低, 其晶粒生长温度较高^[21], 从而出现了晶粒尺寸不均匀的现象。从各部分组织的晶粒大小可以得知热挤压过程中管材的温度分布从高到低依次为中间层、内壁、外壁。本课题组^[22]通过室温拉伸试验测得热挤压成形管材的抗拉强度为 938 MPa, 屈服强度为 485 MPa, 延伸率为 40.4%。

图4为爆裂管材微观组织 OM 照片。可以看出, 爆裂管材的组织也是均匀的等轴晶, 但其晶粒尺寸比成形管材大的多。由于挤压比过大, 热挤压过程中的绝热升温严重^[23], 使爆裂管材在热挤压过程中的温升高于成形管材在热挤压过程中的温升, 导致爆裂管材组织的再结晶温度较高, 使其再结晶晶粒尺寸大于成形管材的再结晶晶粒尺寸。同时, 在爆裂管材的组织中并没有发现变形孪晶。由于挤压参数不合理, 管材在热挤压过程中的温度过高, 导致管材组织软化程度

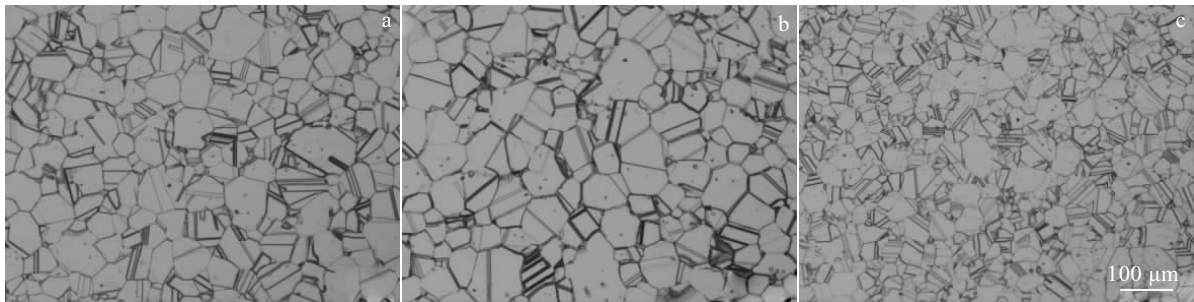


图3 成形管材微观组织

Fig.3 OM images for microstructures of hot extrusion forming tube: (a) inner wall, (b) middle part, and (c) outer wall

高, 抗拉强度下降^[24], 在模具出口处高拉应力的作用下合金很容易发生开裂。在挤压过程中一旦形成裂纹, 裂纹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, 组织中就不易形成孪晶^[25]。而且, 与成形管材不同的是, 爆裂管材在径向方向上并不存在晶粒尺寸不均匀的现象, 爆裂管材内壁、爆裂位置附近、外壁组织的晶粒尺寸几乎一致。这是由于管材发生了开裂, 导致内壁、外壁和爆裂断口处均与空气接触, 使管材各部分的冷却速率相差无几, 各部分的再结晶晶粒生长温度不相上下, 导致爆裂管材各部分组织的晶粒尺寸几乎一致。由于爆裂管材的组织中存在大量微裂纹, 经多次尝试, 试样都在较低的拉应力(从 231 到 462 MPa 不等)时从内部微裂纹处断裂。

2.2 裂纹分析

在扫描电子显微镜下对爆裂位置附近的组织进行观察, 发现在断口附近存在很多裂纹, 选择其中一个裂纹对其周围成分进行 EDS 线扫描分析, 结果如图 5 所示。结果表明, 在裂纹边缘存在 Nb、Mo 富集的现象。裂纹边缘元素含量的分析结果与 $(Cr, Fe, Ni)_2(Nb, Mo)$ 型 Laves 共晶相^[26]的成分相吻合, 表明在形成裂纹之前存在 Laves 相。本课题组^[27]在观察 GH3625 合金的凝固过程时, 采用 EC2000DSC 热分析仪对其进行差示扫描量热分析(DSC), 测得 Laves 相的熔点为 1135.7 °C。由于在热挤压过程中管坯中间层的温度较高, 内、外壁的温度较低, 因此在中间位置附近裂纹的出现是由于挤压比过大, 导致热挤压过程中的绝热

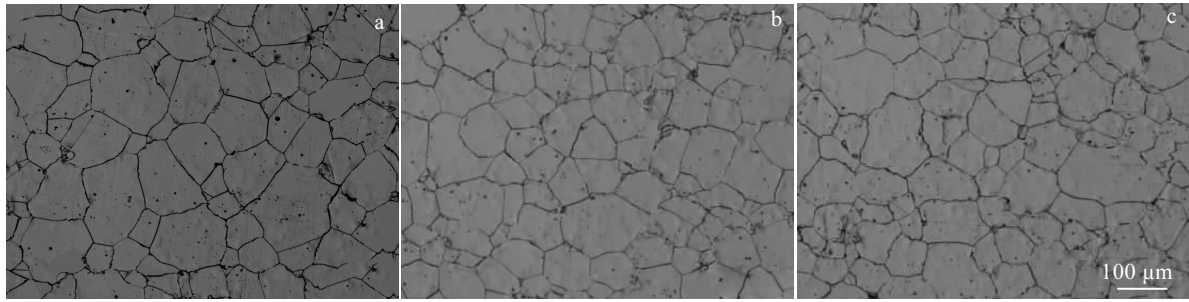


图 4 爆裂管材微观组织

Fig.4 OM images for microstructures of the bursting tube by hot extrusion: (a) inner wall, (b) in the vicinity of the bursting position, and (c) outer wall

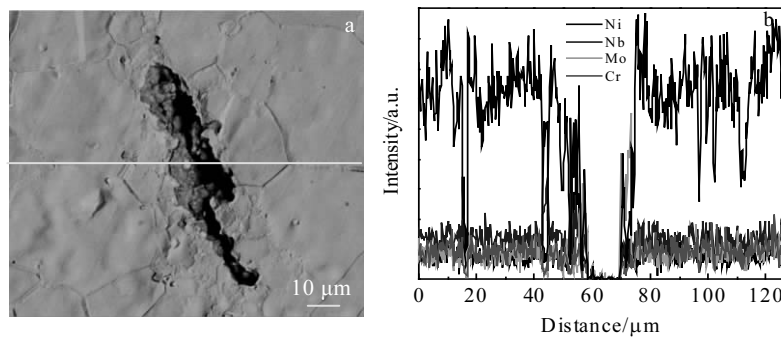


图 5 裂纹周围 EDS 线扫描

Fig.5 EDS line scans around the crack

升温严重且管坯中间位置的温度超过了 Laves 相的熔点，使低熔点的 Laves 相熔化并扩散到周围基体中，从而形成裂纹。在挤压过程中，管坯在挤压筒内受到三向应力的作用且挤压比越大，管坯所受应力越大^[28]。在模具出口处内、外壁的压应力突变为较高的拉应力^[23]，在这个较高拉应力的作用下，管坯中间层由于 laves 相熔化形成的裂纹便开始快速扩展。由于存在很多这样的裂纹，这些裂纹迅速扩展并连接在一起，最终导致管材的爆裂现象。

图 6a 为爆裂管材横截面示意图，从阴影部分取样并在扫描电子显微镜下进行观察。从图 6b 中可以看

出，裂纹的扩展方向与剪切方向成 45°。在热挤压过程中，管材在挤压筒和挤压装置的共同作用下发生了剪切变形，因而管材受到三向应力的作用：挤压力、压应力和剪切力，其中压应力和剪切力处于同一个平面且相互垂直，挤压力垂直于压应力和剪切力所在平面^[29]。由于存在剪切力，裂纹的扩展方向发生了改变，从垂直于压应力方向转变为与剪切方向成 45°。图 6c 为裂纹处 SEM 照片，可以看出，裂纹几乎沿着晶界扩展，说明断裂方式是沿晶断裂。在裂纹扩展过程中，裂纹的扩展路径总是沿着需要消耗能量最低的方向^[30]。由于挤压比过高，热挤压过程中绝热升温严重，

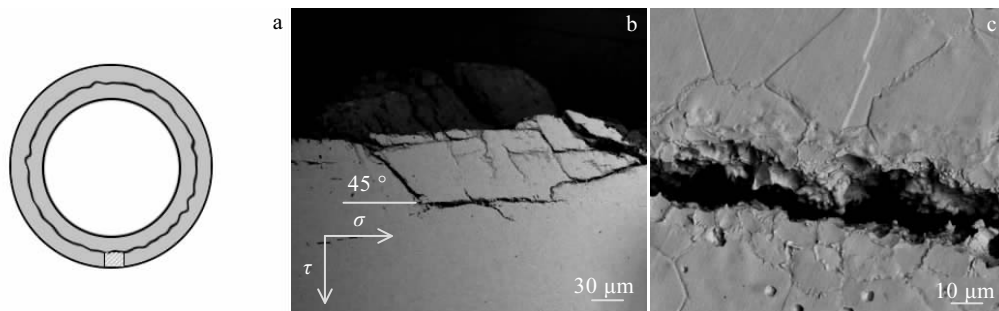


图 6 爆裂管材横截面取样示意图及试样 SEM 照片

Fig.6 Sketch map of the specimen from the bursting tube by hot extrusion (a) and SEM images of the specimen (b, c)

导致管材温度过高，组织软化严重且晶间结合力变弱^[24]。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。

为了进一步研究裂纹的扩展过程，用线弹性力学对裂纹周围的应力场进行求解。在线弹性条件下，Irwin (1957)使用 Westergarrd 的解得出平面应变下张开型拉伸裂纹加载时裂纹尖端前的应力场^[31]：

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \right) \sin \frac{3}{2}\theta \right] \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \right) \sin \frac{3}{2}\theta \right] \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{3}{2}\theta \right) \end{cases} \quad (1)$$

式中， r 为距离裂纹尖端的径向距离； θ 为与对称平面的夹角； K_I 为应力强度因子， $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ ，其中 σ 为远场外加应力， a 为裂纹的半长。将 $\theta=45^\circ$ 代入公式(1)中，可得：

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = 0.373\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \\ \sigma_{yy} = 0.835\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \\ \tau_{xy} = 0.231\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \end{cases} \quad (2)$$

管材在挤压过程中受到三向应力的作用，根据 Mises 屈服准则^[32]，当等效应力 σ_e 等于屈服应力 σ_y 时开始屈服，即 $\sigma_e = \sigma_y$ ，其中：

$$\sigma_e = \frac{1}{2} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]^{1/2} \quad (3)$$

$$\begin{cases} \sigma_1 = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2} \\ \sigma_2 = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} - \sqrt{\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2} \end{cases} \quad (4)$$

将之前所得结果(2)代入公式(4)中，可得：

$$\begin{cases} \sigma_1 = 0.835\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \\ \sigma_2 = 0.373\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \end{cases} \quad (5)$$

由于所分析截面属于平面应变，所以 $\sigma_3 = 0$ 。将结果(5)代入公式(3)中，可得等效应力 σ_e 为：

$$\sigma_e = 0.512\sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{r}} \quad (6)$$

因此，等效应力 σ_e 的平方与裂纹的半长 a 成正比，与距离裂纹尖端的径向距离 r 成反比。在热挤压过程中，由于温度较高，管材的屈服应力 σ_y 较小，因此只需要较小的等效应力 σ_e 便足以使裂纹失稳扩展，导致管材开裂。对于普通的开裂现象来说，从裂纹形核扩展到材料开裂失效，其过程一般需要一定的时间。而本实验的开裂现象与其他开裂现象不同，由于裂纹是高温下 laves 相熔化并扩散到周围基体中形成的，其数量相当多，同时管材软化严重，抗拉强度较低，在模具出口处巨大拉应力的作用下裂纹快速扩展并连接在一起，导致管材的瞬间爆裂现象。

2.3 断口分析

图 7 为爆裂管材断口 SEM 照片。可以看出断口表面十分粗糙且存在大量鲕状颗粒^[33]，这些鲕状颗粒的表面由许多十分细小的再结晶晶粒组成。由于断口表面直接与空气接触，其冷却速率很高，使断口表面的组织迅速通过奥氏体区。通过奥氏体硬化区的时间越短，保留的硬化奥氏体量就越多，为再结晶形核提供的核心也就越多^[34]。同时，冷却速率较高导致再结晶

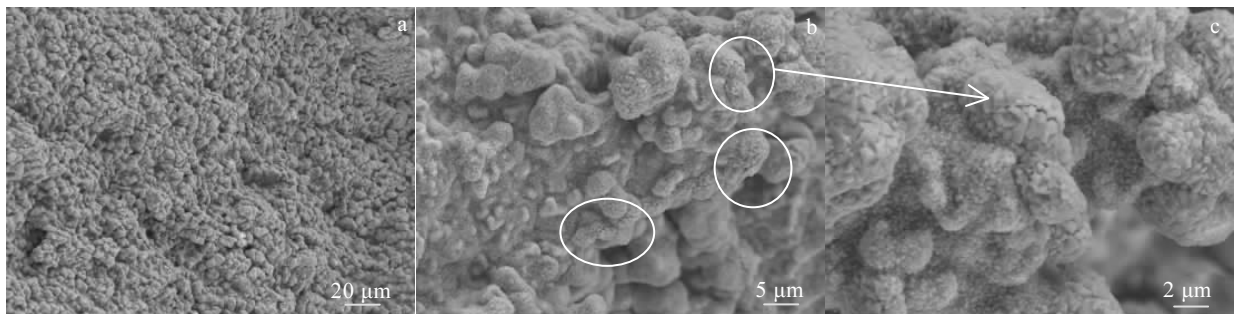


图 7 爆裂管材断口形貌

Fig.7 SEM images with different magnification for fracture morphologies of the bursting tube by hot extrusion

晶粒长大过程受阻,再结晶晶粒间没有相互合并形成较大的晶粒^[35],因此在断口表面形成了一层十分细小的再结晶晶粒。在图 7b 中可以观察到再结晶晶粒的晶界处存在晶间开裂的现象,其中一处如图 7c 所示,可以明显看到存在于晶界处的微裂纹,这进一步说明断裂方式为沿晶断裂。

3 结 论

1) 爆裂管材和成形管材的组织均为等轴晶,但由于爆裂管材发生了开裂,晶界处的应力集中得以释放,其组织中并没有形成变形孪晶;且爆裂管材各部分冷却速率一致,在管材径向方向上也不存在晶粒尺寸不均匀的现象。

2) 由于挤压比过高,导致热挤压过程中绝热升温严重,使低熔点的 Laves 相熔化并扩散到周围基体中,从而形成裂纹。在模具出口处高拉应力的作用下,裂纹沿着阻力较小的晶界开始扩展,这些裂纹迅速扩展并连接在一起,导致管材的爆裂现象,其断裂方式为沿晶断裂。

3) 由于断口表面冷却速率较高,其组织迅速通过奥氏体区,保留的硬化奥氏体量较多,使再结晶形核核心增加,同时较高的冷却速率使晶粒长大过程受阻,因此断口表面形成了一层十分细小的再结晶晶粒。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys(Book 1)*(高温合金材料学,上册)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 342
- [2] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 509(1-2): 98
- [3] Zhong Z W, Peng Z F. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2007, 33(9-10): 885
- [4] Ye Jun(冶 军). *Nickel Base Superalloy*(美国镍基高温合金)[M]. Beijing: Science Press, 1978: 228
- [5] Dang Li, Yang He, Guo Lianggang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(9): 3037
- [6] Hansang Kwon, Mehdi Estili, Kenta Takagi *et al. Carbon*[J], 2009, 47(3): 570
- [7] Sun Chaoyang, Zhang Qingdong. *Advanced Materials Research* [J], 2009, 83-86: 157
- [8] Yan Shicai(闫士彩), Cheng Ming(程 明), Zhang Shihong(张士宏) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2010, 24(3): 239
- [9] Li Zhengzhou(李郑周), Nai Qiliang(倪启亮), Wang Baoshun(王宝顺) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3372
- [10] Mao Yilun, Zhang Qingdong, Sun Chaoyang *et al. Advanced Materials Research*[J], 2012, 572: 267
- [11] Wang Bin(王 彬). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(S1): 137
- [12] Jiang He, Li Linhan, Dong Jianxin *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2018, 28: 391
- [13] Dong Jianxin(董建新). *Extrusion and Microstructure Control of Nickel-based Alloy Pipe*(镍基合金管材挤压及组织控制)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014: 9
- [14] Gao Yuguang(高玉光), Sun Haigang(孙海刚), Pang Yusi(庞于思) *et al. Steel Pipe*(钢管)[J], 2017, 46(6): 44
- [15] Peng Haijian(彭海健). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2014: 53
- [16] Mathew M D, Parameswaran P, K Bhanu Sankara Rao. *Materials Characterization*[J], 2008, 59: 508
- [17] Wang Huailiu(王怀柳). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2008, 14(2): 31
- [18] Ding Yutian(丁雨田), Ma Yuanjun(马元俊), Dou Zhengyi(豆正义) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2018, 32(4): 1311
- [19] Randle V. *Acta Materialia*[J], 1999, 47(15-16): 4187
- [20] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡 珣), Rong Yonghua(戎咏华). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 205
- [21] Jiang He, Yang Liang, Dong Jianxin *et al. Materials & Design*[J], 2016, 104: 162
- [22] Ding Yutian(丁雨田), Meng Bin(孟 斌), Gao Yubi(高钰璧) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(4): 70
- [23] Ding Yutian(丁雨田), Gao Xin(高 鑫), Dou Zhengyi(豆正义) *et al. Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2016, 36(11): 1121
- [24] Du J H, Lu X D, Deng Q *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 452-453: 584
- [25] Christian J W, Mahajan S. *Progress in Materials Science*[J], 1995, 39(1-2): 1
- [26] Liu C T, Zhu J H, Brady M P *et al. Intermetallics*[J], 2000, 8(9-11): 1119
- [27] Ding Yutian(丁雨田), Dou Zhengyi(豆正义), Gao Yubi(高钰璧) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2017, 31(11): 853
- [28] Dang Li, Yang He, Guo Lianggang *et al. The International*

- Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 76: 1421
- [29] Liu Quankun(刘全坤). *Basic Principle of Material Forming* (材料成形基本原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2013: 215
- [30] Malitckii E, Remes H, Lehto P *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 144: 51
- [31] Cao Rui(曹睿). *Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals*(金属解理断裂微观机理)[M]. Beijing: Science Press, 2015: 9
- [32] Martin J B. *Plasticity: Fundamentals and General Results* [M]. Massachusetts: MIT Press, 1975: 316
- [33] Li Xiaogang(李晓刚). *Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography*(断口形貌学: 观察、测量和分析断口表面形貌的科学)[M]. Beijing: Science Press, 2009: 40
- [34] Zhou Feng, Wu Kaiming, Zhou Wen *et al.* *Journal of Coastal Research*[J], 2015, 73: 443
- [35] Burke J E, Turnbull D. *Progress in Metal Physics*[J], 1952, 3: 220

Microstructure and Crack Forming Mechanism of GH3625 Alloy Tube by Hot Extruded Forming Process

Ding Yutian¹, Wang Kun¹, Gao Yubi¹, Chen Jianjun¹, Zhang Dong²

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

(2. State Key Laboratory Nickel and Cobalt Resources Comprehensive Utilization, Jinchuan Group Co., Ltd, Jinchang 737100, China)

Abstract: By comparing the microstructure of hot extruded forming tube and burst tube as well as the analysis of crack and fracture of burst tube, the microstructure and crack formation mechanism of GH3625 alloy tube during hot extrusion were studied. The results show that the microstructure of the burst tube and the formed tube are equiaxed crystals, but the cracking of the burst tube releases the stress concentration at the grain boundary. Besides, no deformation twins are formed in the microstructure and there is no uneven grain size in the radial direction of the tube. The high extrusion ratio results in the adiabatic heat of the tube to be severely heated during the hot extrusion process, so that the low melting Laves phase melts and diffuses into the surrounding matrix, which is the root cause of crack formation. Under the action of high tensile stress at the exit of the mold, these cracks continue to propagate and eventually join together, causing the tube to burst. The higher cooling rate of the fracture surface leads to a shorter time for the passage of the microstructure through the austenite region, more recrystallized nucleation cores and the grain growth process is hindered, so that very fine recrystallized grains are formed on the fracture surface.

Key words: hot extrusion forming; GH3625 alloy; crack forming mechanism

Corresponding author: Wang Kun, Master, School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, E-mail: wangkun_lut@163.com