

825 合金斜轧穿孔过程的温升和应力分布

李 昕¹, 赵 展¹, 董建新¹, 仇云龙²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

(2. 中兴能源装备有限公司, 江苏 海门 226126)

摘 要: 针对镍基 825 合金斜轧穿孔生产无缝钢管过程中产生的裂纹现象进行研究分析, 通过借助金相组织观察和有限元分析手段对开裂的原因进行了探讨, 认为热加工过程中局部温升和增大的剪切应力是导致开裂的主要原因。此外, 从管坯初始孔径、初始温度、顶头润滑条件等 3 个工艺参数的角度对管坯中心开裂现象进行了规律性研究, 发现影响管坯局部温升的最主要因素是顶头润滑条件, 通过降低顶头摩擦系数可明显降低局部温升现象, 而工艺参数对最大切应力的影响并不明显。因此认为斜轧穿孔过程导致的温升是管坯质量控制的最关键影响因素。

关键词: 高温合金; 825 合金; 开裂; 斜轧穿孔; 有限元

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3366-06

斜轧穿孔是一种将实心管坯轧制成空心毛管的工艺, 该工艺最早由德国的曼乃斯曼兄弟于 1883 年发明^[1], 是热轧无缝钢管生产过程中最重要的变形工序, 虽然该工艺已经发展了一百多年, 但因其有着低成本、高质量的优势, 因此仍然是无缝钢管生产的主要工艺手段。斜轧穿孔机组主要由轧辊、导板、顶头等部分组成, 其中 2 个轧辊同向旋转且成一定角度, 2 个导板及顶头固定不动。生产过程中, 当管坯被轧辊咬入后螺旋前进, 管坯中心区的金属因受到拉、压应力的反复作用而形成疏松, 随着管坯的不断前进, 在顶头的作用下, 会将实心圆管坯穿轧成空心毛管^[2]。一般对于难变形合金通常采取预制中心通孔来进行斜轧穿孔, 该方法可以明显降低难变形合金的穿孔难度。

825 合金, 国内牌号为 NS1402^[3], 是 Inconel 公司于 1952 年开发成功的一种 NiCr 系高温合金, 因该合金具有良好的耐硫化物、氯化物腐蚀的能力而被广泛应用于化学、能源及石油等领域^[4]。在国内实际生产过程中, 一般采用斜轧穿孔或热挤压工艺来生产该种合金的无缝钢管^[5,6], 2 种工艺在生产过程中管壁内部均会出现分层开裂现象, 严重影响了企业的产品质量。为了解决该问题, 本研究立足于斜轧穿孔工艺, 首先针对 825 毛管分层区进行显微观察并判断可能的原因, 然后利用有限元方法对斜轧穿孔过程进行计算分析, 最后针对斜轧穿孔过程的工艺参数进行细致的规律性研究, 为实际工业生产提出有价值的指导性建议。

1 实 验

本工作用到的 825 合金由中频炉+AOD 冶炼, 合金成分见表 1, 经锻造开坯锻成 $\Phi 400$ mm 圆棒并对管坯预制中心孔, 然后在 1080 °C 下送入斜轧穿孔机组轧制成无缝钢管毛管。生产的毛管右端存在明显的分层开裂现象 (如图 1a), 取下的待观察样品如图 1b 所示, 样品完全分离, 分为上下 2 块。

首先针对从 825 合金毛管分层区取下的样品进行金相组织观察, 侵蚀剂为 2.5 g KMnO_4 +10% H_2SO_4 溶液, 主要对毛管晶粒尺寸特征进行观察。然后, 借助扫描电镜进一步观察, 侵蚀剂为 1 g CuCl_2 +20 mL HCl +20 mL CH_3CHOH 溶液, 目的在于观察裂纹附近组织形貌, 寻找导致毛管开裂分层的可能原因, 为模拟计算研究提供方向。然后, 根据试验结果和生产信息进行有限元计算, 来验证实验分析得到的结论。最后, 为了避免毛管开裂分层, 进行工艺参数的规律性研究, 为今后工艺优化提供参考。

本工作采用 Simufact 软件实现斜轧穿孔过程的热力耦合有限元分析, 其中模具由轧辊、顶头、导板以及推板组成, 如图 2 所示, 因实际生产过程中模具通过水冷方式冷却, 因此认为斜轧穿孔过程中模具温度为恒定的 20 °C, 不考虑管坯对模具温升带来的影响。轧制过程开始的 2 s 内, 推板以 50 mm/s 速度将坯料送入轧辊间。斜轧轧辊与轧制轴线夹角设置为 6°, 轧辊速度为 11 r/min。

收稿日期: 2021-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51571012)

作者简介: 李 昕, 男, 1995 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, E-mail: xinli@xs.ustb.edu.cn

表1 825合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 825 alloy (wt%)

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Ti	Mo	Al	Co
0.02	0.80	0.016	0.01	0.25	38.00	21.40	2.00	1.05	2.70	0.10	0.05

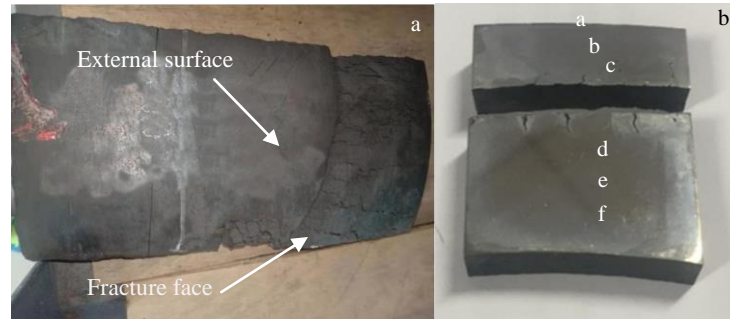


图1 实验样品取样位置

Fig.1 Experimental sampling location: (a) cracking zone of domestic 825 alloy steel pipe; (b) layered samples and metallographic observation positions

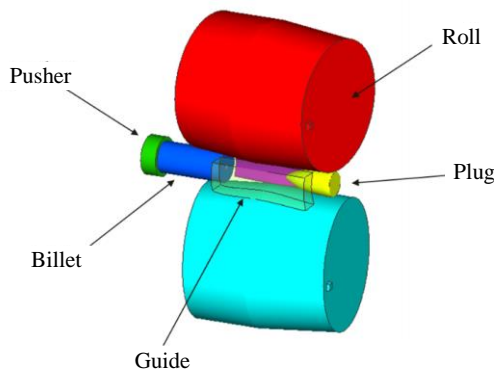


图2 斜轧穿孔有限元模型示意图

Fig.2 Schematic diagram of the finite element model of cross-rolling piercing

有限元分析中用到的 825 合金力学、物理参数由 JmatPro 软件和文献数据^[7-15]提供。坯料初始尺寸为 $\Phi 400 \text{ mm} \times 2000 \text{ mm}$, 坯料初始温度为 $1080 \text{ }^\circ\text{C}$ 。计算过程中坯料网格采用 Simufact 软件特有的 Ringmesh 网格类型划分, 该网格适用于材料旋转成型过程, 已在环轧过程中得到了良好运用。坯料的轴向、径向以及切向网格尺寸设置为 30 mm , 网格重划分过程中最大和最小网格尺寸可调级别均设置为 3 倍。坯料与环境对流传热系数为 $20 \text{ W/m}^2 \text{ K}$, 坯料与模具间传热系数由 Simufact 根据材料热导率及接触压力计算获得。坯料热辐射发射率选用 Medium 类型, $20 \text{ }^\circ\text{C}$ 为 0.4, $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 为 0.75。坯料与轧辊间摩擦系数设置为 1, 坯料与导板间摩擦系数设置为 0.1^[16-18]。

2 结果与讨论

2.1 毛管开裂原因

图 3 为图 1b 中分层样品不同位置观察到的晶粒组织。可以发现, 晶粒尺寸大小从分层区至毛管外缘和内表面有显著变化, 分层区晶粒尺寸最大, 越靠近毛管外缘和内表面, 晶粒尺寸越小。该现象与王宝顺等人^[19]发现的平均晶粒尺寸沿分层的径向分布不均匀, 呈倒 U 型分布的现象一致。

对分层区裂纹周围再进行组织观察(图 4), 从图 4a 可以看出裂纹呈交错分布的剪切变形特征, 裂纹以穿晶方式扩展, 在裂纹处分布了一些小晶粒。对裂纹处再进行二次电子观察(图 4b), 可以明显发现小晶粒主要分布在裂纹分层处, 裂纹附近小晶粒形貌均呈现为等轴晶形貌。结合管坯在斜轧穿孔过程中温度较高、由厚变薄变形剧烈, 应力状态复杂, 因此合金很可能于剪切变形的部位, 发生了局部的再结晶现象。

图 5 为细小晶粒沿裂纹分布形貌。从图 5 可以看出, 裂纹附近的细小晶粒在斜轧穿孔过程未发生明显的晶粒长大。裂纹扩展路径显然是大应力分布的位置, 在高温下导致动态再结晶的发生, 而穿管过程的时间很短, 为此裂纹附近呈现细小的晶粒。这也进一步说明在穿管过程中应力分布明显不均匀。

根据前人研究, 于满等人^[12]提出实际工业生产中合金要获得良好的热塑性, 其断面收缩率应不小于 50%。根据图 6^[12,19,20]可知, 若合金在斜轧穿孔过程中温度高于 $1240 \text{ }^\circ\text{C}$ 可认为会因塑性过低而开裂。王宝顺等人^[19]认为

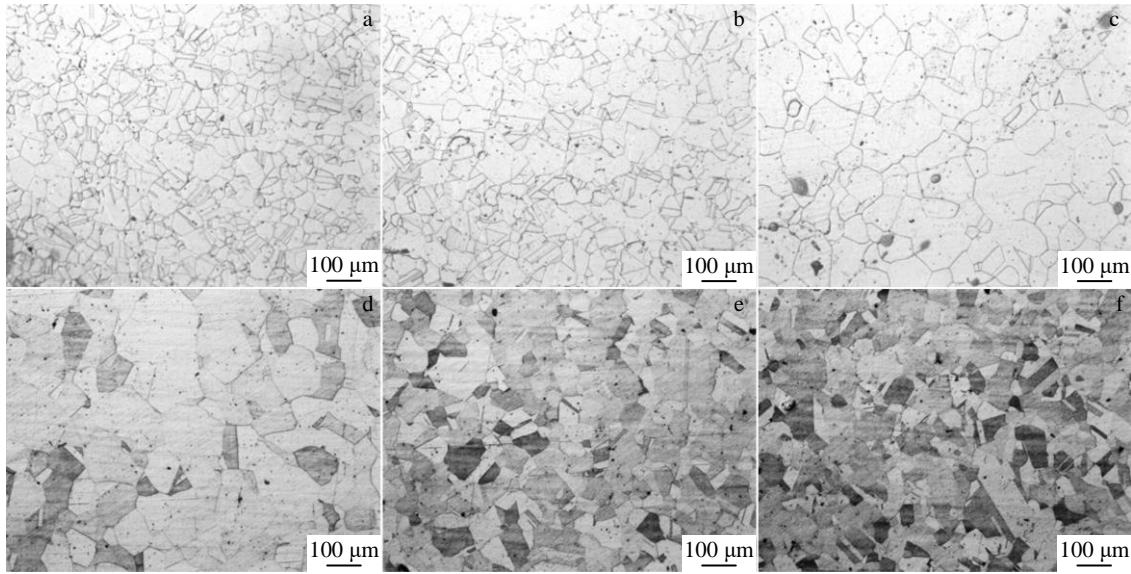


图 3 图 1b 中分层样品不同位置的金相组织照片

Fig.3 Metallographic microstructures of different positions of layered samples in Fig.1b: (a) position a; (b) position b; (c) position c; (d) position d; (e) position e; (f) position f

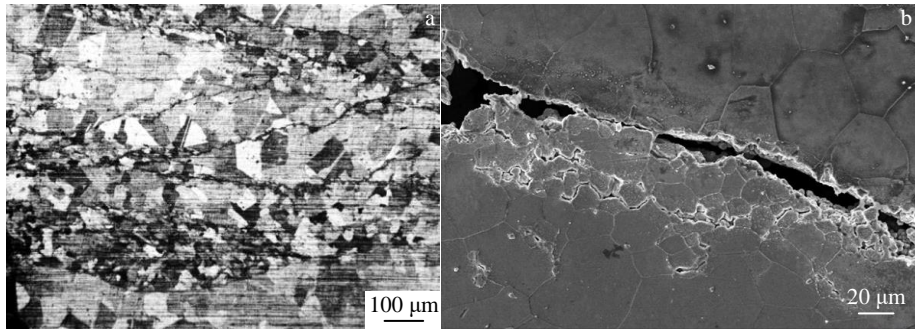


图 4 样品裂纹区形貌

Fig.4 Morphologies of the crack zone of the sample: (a) OM image and (b) SEM image

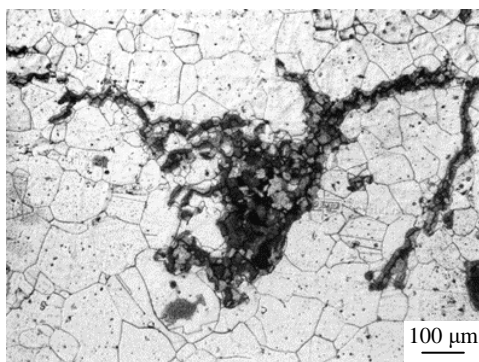


图 5 细小晶粒沿裂纹分布形貌

Fig.5 Fine grains distribution along the crack

大降低。结合以上说法并根据实验观察到管壁中心晶粒尺寸较毛管外缘较大，所以轧制过程中管壁中心温升较大，导致局部塑性下降。

此外，斜轧穿孔过程中毛管内外表面因摩擦作用，材料流动速度存在差异，会在管坯内外表面产生压应力而在管壁中心产生拉应力，这也是引起斜轧穿孔分层开裂现象的潜在原因。王廷溥^[21]认为斜轧穿孔过程中附加变形如剪切变形、扭转变形、弯曲变形等也会造成管壁内部缺陷，并认为改善管体质量的关键在于如何降低附加剪切变形，管壁缺陷由附加剪切变形、剪切变形引起的附加剪切应力以及拉应力共同作用产生。

因此综合以上分析，斜轧穿孔过程中导致的温升，同时局部拉应力、切应力分布不均匀，两者叠加影响可能造成了管壁开裂，因此从温度和应力的角度来判断 825 合金管材轧制过程是否开裂具有一定的合理性。

加工过程温升可能使合金温度达到初熔点，晶界可能产生软化甚至熔化，以至于完全丧失结合力，材料塑性大

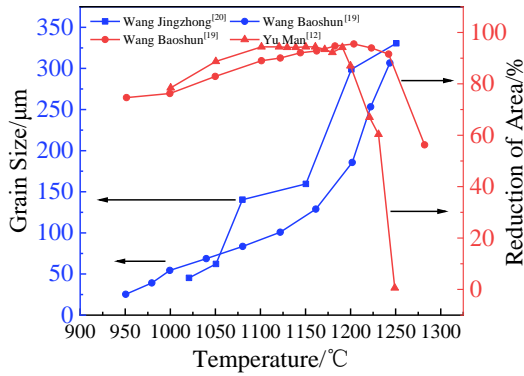


图 6 温度对 825 合金晶粒尺寸和端面收缩率的影响

Fig.6 Effects of temperature on the grain size and reduction of area of 825 alloy^[12,19,20]

2.2 穿孔过程温度和应力分布

根据实验分析结果，为了进一步寻找 825 合金斜轧穿孔开裂原因，结合实际生产情况利用有限元方法对该品种无缝钢管斜轧穿孔过程进行计算模拟。图 7 为孔径 90 mm 的管坯在斜轧穿孔过程中的最大主应力、温度场、最大切应力云图。图 7a 显示，在斜轧过程中毛管内外表面存在较大的拉应力，而管壁中心为压应力，因此不能得出由拉应力作用导致的管壁中心开裂的结论。从图 7b 可以明显看出管壁内部温度在斜轧过程中发生了较为明显的提升，从轧制开始的 1080 °C 上升到 1209 °C，温升高达 129 °C。温升区域集中在毛管分层区的位置，且距离坯料边缘越近温度越低，边缘温度为 1078 °C，因此可以判断斜轧穿孔过程分层区温升要明显高于管坯外缘。根据文献[22]，825 合金在 1090 °C 的抗拉强度为 45 MPa，在 1090 °C 以上的最大切应力不超过 22.5 MPa。由图 7c 可知，计算得到的斜轧穿孔过程管坯最大切应力为 64.6 MPa(1169 °C)，分布在管壁中心，明显大于 1090 °C 下的 22.5 MPa，因此认为管壁中心在轧制过程很可能会发生剪切开裂。综合以上分析，斜轧过程中管壁中部位置温度较高，切应力较大，因此在温度和应力共同作用下斜轧管坯最容易在管壁中心位置发生开裂现象。

从等效应变云图(图 8a)可以发现，管坯变形区外表面应变程度要明显高于管壁中心和内表面，管壁中心和内表面并无明显差异。根据 M. Al-Saadi^[23,24]提出的 825 合金高温下再结晶和真应变关系，利用 Simufact 用户自定义后处理变量功能可以显示毛管不同位置的再结晶分数，见图 8b。可以发现材料在经过顶头后即发生了完全的再结晶，由于管壁中心位置温度较高，因此会发生较为明显的晶粒长大现象。根据图 8 以及洪慧敏^[25]的晶粒长大实验结果，1200 °C 合金因碳化物回溶会相比 1100 °C 发生更明显的晶粒长大现象^[26]。综上可知，斜轧

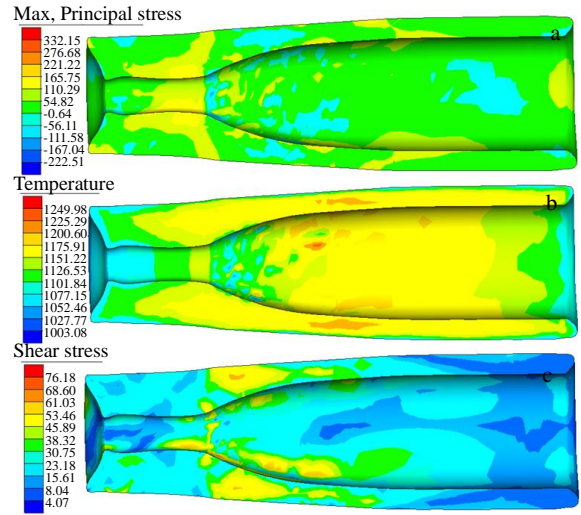


图 7 有限元计算结果

Fig.7 Results of finite element method: (a) maximum principal stress, (b) temperature, and (c) maximum shear stress

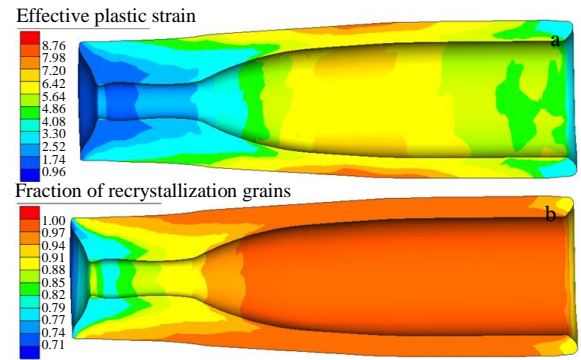


图 8 有限元计算结果

Fig.8 Results of Finite element method: (a) effective plastic strain and (b) fraction of recrystallization grains

穿孔过程中合金再结晶完全，管壁中心温度高于 1200 °C 会引起较为明显的晶粒长大现象，所以实验观察到的管壁中心晶粒尺寸会大于毛管外缘。

2.3 工艺参数的影响规律

王宝顺等人^[19]发现开裂的 825 管材化学成分、夹杂物含量均符合标准，裂纹附近观察不到有害相存在，因此判断裂纹的产生并不是由于钢坯质量不合格引起，而是工艺参数设置的不合理造成的。为了进一步优化实际生产工艺，寻找工艺参数对管坯成型的影响规律就显得格外重要，因此本工作基于前面的计算，进一步设计了 3 组计算，主要分析不同工艺参数影响下的管坯温升与最大切应力情况。第 1 组主要研究管坯初始孔径大小对轧制过程的影响，孔径分别设置为 60、90 和 135 mm。第 2 组主要研究顶头摩擦系数的影响，顶头摩擦系数分别为 0.1、0.3、0.5。第 3 组研究管坯初始温度的影响，

管坯初始温度分别设置为 1040、1080 以及 1100 °C。图 9 为不同工艺参数下计算得到的变形区最大温度情况。由 9a 表明, 预制孔径越大, 则在斜轧过程中温升程度越小, 在本工作中 $\Phi 135$ 孔径坯料温升区温度为 1199 °C, $\Phi 90$ 孔径坯料温升区温度为 1206 °C, $\Phi 60$ 孔径坯料温升区温度为 1221 °C, 因此增加初始孔径可以明显起到缓解轧制过程中温升过高的作用。对比顶头不同摩擦系数的计算结果, 如图 9b 所示, 当顶头摩擦系数变大, 管坯在变形过程中温升明显加剧, 摩擦系数为 0.1、0.3、0.5 时的变形区温度分别为 1206、1218 以及 1256 °C。通过调整管坯加工初始温度, 如图 9c 所示, 可以发现变形区温度与初始温度呈正相关关系, 但由于较低温度下合金塑性变形能力较差会导致变形受阻以至于闷车, 因此初始温度的设置应首先保证能够顺利完成轧制过程, 然后尽可能地避免初始温度过高。在以上 3 个工艺参数中, 顶头摩擦系数对温升影响最大, 管坯初始内径和初始温度对温升的影响程度较为接近。

图 10 为内径、顶头摩擦系数、初始温度对加工过程管坯的最大剪切应力的影响。根据图 10 可以看出, 对于 3 个工艺参数, 均没有对加工过程的切应力大小产生明显影响, 最大切应力极差仅为 9.492 MPa。从内径和管坯初始温度的角度来看, 最大切应力与这 2 种工艺参数之间并无太大规律性。当顶头摩擦系数增大以后, 可以发现最大切应力变小, 但变化相对于原有 0.1 的摩擦系数下仅变化了 13%, 此外顶头摩擦系数变大还会发生轧制闷车现象, 因此斜轧穿孔过程中的切应力难以实现控制。

综合以上分析, 斜轧穿孔过程的工艺控制较为复杂, 要制造出质量优良, 没有缺陷的无缝钢管, 需要对轧制过程中的工艺参数进行细致的规律性研究才行。本工作发现顶头摩擦系数对管坯温升影响最大, 会直接导致加

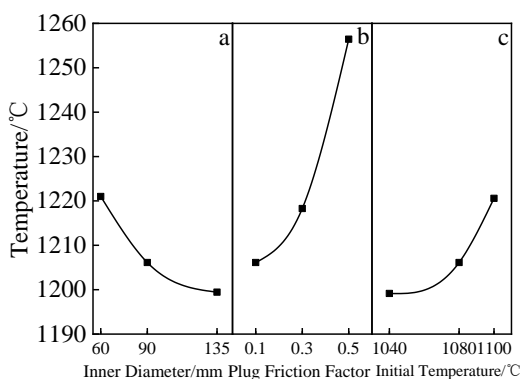


图 9 内径、顶头摩擦系数、初始温度对加工过程管坯的温度影响
Fig.9 Influences of the inner diameter (a), the plug friction factor (b) and the initial temperature (c) on the maximum temperature of the tube during the processing

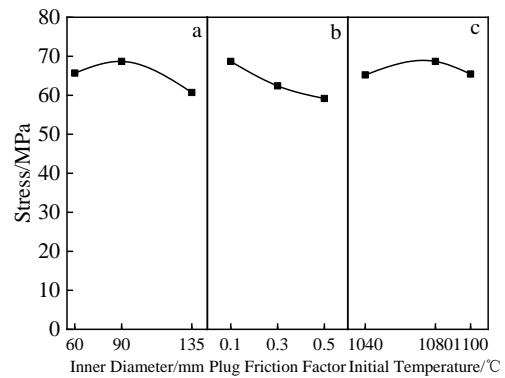


图 10 内径、顶头摩擦系数、初始温度对加工过程管坯的最大剪切应力影响
Fig.10 Influences of the inner diameter (a), the plug friction factor (b) and the initial temperature (c) on the maximum shear stress of the tube during the processing

工温度超越热加工合理温度上限 1240 °C, 因此工业实际生产过程中应优先关注顶头位置的润滑。其次, 增加管坯初始孔径和避免过高的管坯初始温度可减轻温升现象。对于加工过程中的切应力问题, 经过计算发现各工艺参数均不能明显减轻最大切应力水平, 虽然增加顶头摩擦系数可以起到一定的减轻切应力水平效果, 但会带来轧制闷车的安全隐患, 因此生产过程中应重点控制温升现象, 不建议控制切应力。

3 结 论

- 1) 825 合金斜轧穿孔过程中管壁中心存在局部温升和较高的剪切应力叠加作用, 是导致管坯开裂的主要原因。
- 2) 斜轧穿孔过程中, 减小顶头摩擦系数、增大管坯初始孔径、避免过高的坯料初始温度, 可起到降低轧制过程温升的作用。而顶头润滑条件是最主要的影响因素, 通过降低顶头摩擦系数可明显降低局部温升现象。
- 3) 斜轧穿孔过程应力存在分层现象, 顶头摩擦系数、管坯初始孔径以及坯料初始温度等工艺参数对最大切应力的影响并不明显。斜轧穿孔过程导致的温升是管坯质量控制的主要影响因素。

参考文献 References

[1] Bao Xirong(包喜荣). *Steel Rolling Technology*(轧钢工艺学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 218

[2] Cheng Haitao(程海涛). *Practical Technology of Hot-rolled Seamless Steel Tube*(热轧无缝钢管实用技术)[M]. Chengdu: Sichuan Science and Technology Press, 2018: 24

[3] GB/T 15007-2017[S]. 2017

[4] Yang Junfeng(杨俊峰), Fan Fangxiong(范芳雄). *Development and*

- Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2015, 30(3): 53
- [5] Li Zhijun(李志俊), Zeng Fanbo(曾凡博), Ou Yuefei(欧跃飞) et al. *Steel Pipe*(钢管)[J], 2020, 49(4): 18
- [6] Zhang Guoxin(张国信), Lang Yuping(郎宇平). *Petroleum Refinery Engineering* (炼油技术与工程)[J], 2009, 39(6): 16
- [7] Al-Saadi M, Sandberg F, Kasarav A et al. *17th International Conference on Metal Forming*[C]. Toyohashi: ICMF, 2018: 1626
- [8] Wang Xiaoyong(王小勇), Huang Leqing(黄乐庆), Qin Liye(秦丽晔) et al. *China Steel*(中国钢铁业)[J], 2018(7): 49
- [9] Zhang Shulang(张菽浪), Zhang Hongbin(张红斌). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2005(3): 64
- [10] Yang Liang(杨亮), Geng Zhiyu(耿志宇), Dong Jianxin(董建新) et al. *2011 Chinese Materials Conference*(2011 中国材料研讨会)[C]. Beijing: Chinese Materials Research Society, 2011: 997
- [11] Gao Yuguang(高玉光), Liu Jing(刘靖). *2015 Technical Innovation and Fine Production Technology Exchange Conference of Continuous Casting Equipment*(2015 连铸装备的技术创新和精细化生产技术交流会)[C]. Xi'an: CSM, 2015: 342
- [12] Yu Man(于满), Liu Mingzhong(刘明忠), Li Jingshe(李京社) et al. *Shanghai Metal*(上海金属)[J], 2010, 32(4): 5
- [13] Zhong X T, Huang L K, Liu F. *Journal of Materials Engineering Performance*[J], 2020, 29: 6155
- [14] Al-Saadi M, Sandberg F, Jönsson P G et al. *Metals*[J], 2021, 11(5): 771
- [15] Raymond E L. *Corrosion*[J], 1968, 24(6): 180
- [16] Urbanski S, Kazanecki J. *Journal Materials Processing Technology*[J], 1994, 45: 335
- [17] Komori K. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2005, 47(12): 1838
- [18] Lu L, Wang Z X, Wang F Z et al. *Journal of Shanghai Jiaotong University: Science*[J], 2011, 16(3): 281
- [19] Wang Baoshun(王宝顺), Shao Yu(邵羽), Su Cheng(苏诚). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(15): 127
- [20] Wang Jingzhong(王敬忠), Liu Ajiao(刘阿娇), Li Keyuan(李科元) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(1): 58
- [21] Wang Tingpu(王廷溥). *Modern Steel Rolling*(现代轧钢学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014: 582
- [22] Special Metals Corporation. *SMC-030 Incoloy Alloy 825*[M]. New Hartford: Special Metals Corporation, 2004: 2
- [23] Al-Saadi M. *Thermomechanical Processing of Nickel-base Alloy 825*[D]. Stockholm: KTH Royal Institute of Technology, 2021
- [24] Al-Saadi M, Sandberg F, Hulme-Smith C et al. *7th International Conference on Recrystallization and Grain Growth*[C]. Ghent: Springer International Publishing, 2019: 012 023
- [25] Hong Huimin(洪慧敏), Zhang Ke(张珂), Jin Chuanwei(金传伟) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2017, 41(8): 23
- [26] Guo Jing(郭婧), Geng Zhiyu(耿志宇), Dong Jianxin(董建新) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 1929

Temperature Rise and Stress Distribution of 825 Alloy During Cross-Rolling Piercing Process

Li Xin¹, Zhao Zhan¹, Dong Jianxin¹, Qiu Yunlong²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(2. Zhongxing Energy Equipment Co., Ltd, Haimen 226126, China)

Abstract: The cracks in the process of cross-rolling piercing production of domestic 825 alloy pipes were studied. The causes of the cracks were discussed by metallographic observation and finite element analysis methods, and it is found that the local temperature rise and increased shear stress is the main cause of cracking. In addition, from the perspective of three process parameters such as the initial diameter of the tube, the initial temperature, and the lubrication conditions of the plug, the regularity of the cracking phenomenon of the tube was studied, and the most important factor affecting the local temperature rise of the tube is the plug lubrication condition. And the local temperature rise phenomenon can be significantly reduced by reducing the friction coefficient of the plug. However, the influence of process parameters on the maximum shear stress is not obvious. Therefore, it is believed that the temperature rise caused by the cross-rolling piercing process is the most critical influencing factor for the quality control of the tube.

Key words: superalloy; 825 alloy; cracking; cross-rolling piercing; finite element method

Corresponding author: Li Xin, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, E-mail: xinli@xs.ustb.edu.cn