

· XXXX ·



2 200 MPa 级超高强度钢高温塑性变形行为

周 蕾¹, 王 飞¹, 尚 昊²

(1 宝武特种冶金有限公司技术中心, 上海 200940; 2 宝武特种冶金有限公司检测中心, 上海 200940)

摘 要: 利用 Gleeble 3800 热模拟试验机对 2 200 MPa 级超高强度钢的高温塑性变形行为进行研究, 测试了在 750~1 100 °C 以 0.1、0.001 s⁻¹ 应变速率进行高温拉伸变形的应力应变曲线。对断口附近纵截面的组织进行金相观察和 EBSD 分析, 对断口形貌进行扫描电镜 (SEM) 观察, 研究 2 200 MPa 级超高强度钢的高温塑性和动态再结晶规律。研究表明: 1) 在两种应变速率下, 随着变形温度升高, 试验钢的抗拉强度均持续降低; 2) 应变速率=0.1 s⁻¹ 时, 750~1 000 °C 拉伸时, 断面收缩率随温度升高增加, T>1 000 °C 时, 随温度升高而下降。应变速率=0.001 s⁻¹ 时, 断面收缩率存在两个低谷, 分别是 800、925 °C 附近, T=1 050 °C 时断面收缩率最高, 随后断面收缩率随温度升高而下降; 3) 根据强度和断面收缩率可计算试验钢的可锻性, 应变速率=0.1 s⁻¹ 时, 试验钢的可锻温度区间为 880~1 100 °C, 应变速率=0.001 s⁻¹ 时, 试验钢的可锻温度区间为 850~1 100 °C; 4) 变形温度≥1 050 °C 时, 拉伸断口出现高温熔融枝晶, 锻造开锻温度应低于 1 050 °C; 5) 应变速率=0.001 s⁻¹ 时, 动态再结晶开始温度为 750 °C。应变速率=0.1 s⁻¹ 时, 动态再结晶开始温度为 880 °C。变形温度≥900 °C 时, 应变速率=0.1 s⁻¹ 的晶粒尺寸比应变速率=0.001 s⁻¹ 更细小, 锻造前期应采用快速锻造工艺; 变形温度<900 °C 时, 应变速率=0.001 s⁻¹ 的动态再结晶比例更高, 锻造后期应采用慢速锻造工艺, 可以得到均匀细小的锻造组织。2 200 MPa 级超高强度钢的最佳锻造温度区间为 880~1 050 °C。

关键词: 2200 MPa 级超高强度钢; 热模拟拉伸; 高温塑性; 可锻性; 动态再结晶

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260029 中图分类号: TG133

High-Temperature Plastic Deformation Behavior of 2 200 MPa Grade Ultra-High Strength Steel

Zhou Lei¹, Wang Fei¹, Shang Hao²

(1 Technical Center of Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China; 2 Testing Center of Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: The high-temperature plastic deformation behavior of 2 200 MPa grade ultra-high strength steel was investigated using a Gleeble 3 800 thermal simulation test machine. The stress-strain curves of high-temperature tensile deformation at strain rates of 0.1 s⁻¹ and 0.001 s⁻¹ within the temperature range of 750 °C-1 100 °C were obtained. Metallographic observation and EBSD analysis were conducted on the microstructure of the longitudinal section near the fracture surface, and scanning electron microscopy (SEM) was used to observe the fracture morphology. The high-temperature plasticity and dynamic recrystallization behaviors of 2 200 MPa grade ultra-high strength steel were investigated. The research results showed: 1) At both strain rates, the tensile strength of the test steel continuously decreased with increasing deformation temperature; 2) at the strain rate of 0.1 s⁻¹, the reduction of area increased with increasing temperature during tensile deformation at 750 °C-1 000 °C, and decreased with increasing temperature when T>1 000 °C; at the strain rate of 0.001 s⁻¹, the reduction of area showed two troughs, near 800 °C and 925 °C, respectively; the reduction of area peaked at T=1 050 °C, after which it decreased with increasing temperature; 3) based on the strength and reduction of area, the forgeability of the test steel can be calculated. At the strain rate of 0.1 s⁻¹, the forging temperature range of the test steel was 880 °C-1 100 °C, and at the strain rate of 0.001 s⁻¹, the forging temperature range was 850 °C-1 100 °C; 4) when the deformation temperature was ≥1 050 °C, high-temperature molten dendrites appeared on the tensile fracture, and the initial forging temperature should be below 1 050 °C; 5) when the strain rate was 0.001 s⁻¹, the onset temperature of dynamic recrystallization was 750 °C. When the strain rate was 0.1 s⁻¹, the onset temperature of dynamic recrystallization was 880 °C. When the deformation temperature was ≥900 °C, the grain size at the strain rate of 0.1 s⁻¹ was finer than that at a strain rate of 0.001 s⁻¹, so the rapid forging process should be adopted in the early stage of forging; when the deformation temperature is less than 900 °C, the dynamic recrystallization fraction is higher at a strain rate of 0.001 s⁻¹. Therefore, a slow forging process should be adopted in the later stages of forging to obtain a uniform and fine forged microstructure. The optimal forging temperature range for 2 200 MPa grade ultra-high strength steel is between 880 °C and 1 050 °C.

Key Words: 2 200 MPa Grade Ultra-High Strength Steel; Thermal Simulation Tensile Test; High-Temperature Plasticity; Forgeability; Dynamic Recrystallization

基金项目: 国家重点研发计划 No.2022YFB3705200

作者简介: 周 蕾 (1996—), 女, 硕士, 工程师; E-mail: 790015@baosteel.com; 收稿日期: 2026-02-24

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

起落架系统的重量大约占飞机最大起飞重量的3%~5%^[1],对于宽体客机,由于结构更复杂且承重需求更高,占比上升至4%~6%。在全球航空业“净零排放”目标、能源体系革新及飞行性能优化需求的驱动下^[2],宽体客机起落架用材料向着更高强度发展以实现轻量化已成为不可避免的趋势。目前飞机使用的主流起落架材料为1 900~2 000 MPa级别的300M钢。宽体客机起飞重量常超300 t,是窄体客机起飞重量50~90 t的3~6倍,急需研发新一代更高强度的超高强度钢作为宽体客机的起落架材料。

结合国家科技部十四五重点研发计划开发了2 200 MPa级超高强度钢,其合金含量较同强度级别的超高强度钢更低,同时具有优异的综合性能,具有2 200 MPa以上的抗拉强度,1 700 MPa以上的屈服强度,以及良好的韧塑性。为同时实现高强度和高韧性,需要优化锻造工艺,获得精细的锻造组织。2 200 MPa级超高强度钢属于中合金超高强度钢,因多种合金元素存在于钢中,在锻造过程中组织演化非常复杂,因此很难确定合适的锻造工艺制度。

热塑性不仅决定材料在热锻、热轧和热挤压中的成形安全性,也直接影响组织均匀性、晶粒细化程度以及最终服役性能。因此,围绕不同应变速率条件下超高强度钢热塑性行为的研究,已成为材料设计、热加工工艺制定和热模拟评价的重要内容。张英杰等^[3]采用Gleeble 1500热模拟机研究了M54高合金二次硬化超高强度钢在应变速率为 0.1 s^{-1} 及变形温度900~1200 °C范围内的热塑性行为,发现不同的变形温度下,峰值应力随着温度的升高而降低,热拉伸过程中,M6C碳化物对动态再结晶有促进作用。宁静等^[4]采用Gleeble 1500热模拟机研究了两种不同W含量的新型超高强度钢的高温拉伸行为,试验温度范围为800~1 200 °C,应变速率为 0.1 s^{-1} 。研究表明,800~900 °C塑性改善主要与动态回复增强有关,而在1 000 °C以上,塑性提高则更多依赖动态再结晶过程。朱志飞^[5]对AF1410钢在不同温度和宽应变速率范围内的热变形行为及显微组织进行了系统研究。结果表明,AF1410钢适宜的热加工参数范围为1 050~1 150 °C、 $0.007\sim 0.36 \text{ s}^{-1}$ 。刘涛等^[6]采用Gleeble 3800热模拟机研究了45CrNiMoA合金结构钢的高温拉伸行为,试验温度范围为600~1 300 °C,应变速率为 0.001 s^{-1} 。研究发现45CrNiMoV钢存在两个脆性温度区间,600~889 °C

和1 143~1 300 °C。

通过热模拟拉伸实验获得的断面收缩率、断口形貌及断口附近组织特征,结合动态回复、动态再结晶及晶界液化等组织演变特征,可以判定材料的最佳热塑性温区、开裂敏感区及局部熔融区,从而为始锻温度、终锻温度、轧制温度窗口、变形速率及道次变形量的确定提供依据。本研究通过热模拟拉伸实验,可以得到2 200 MPa级超高强度钢在不同变形温度和应变速率下的应力应变曲线,可以分析得到不同变形条件下的强度、塑性等指标,从而得到在锻造过程中的可锻性和抗裂纹敏感性。结合金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射技术(EBSD)分析断口附近的显微组织、断口形貌、变形后的晶粒尺寸、晶界角度等,分析热塑性和动态再结晶的规律,为2 200 MPa级超高强度钢锻造过程中控制晶粒尺寸、优化锻造工艺参数提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验用2 200 MPa级超高强度钢的化学成分见表1。

表1 2 200 MPa级超高强度钢的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of 2 200 MPa grade ultra-high strength steel

							%
C	Ni	Cr	Mo	Co	P	S	
0.38~0.43	4.50~5.50	2.50~3.50	0.80~1.50	2.50~3.50	≤0.008	≤0.002	

将试验钢加工成M10 mm×120 mm的热模拟拉伸试样。热模拟拉伸试验在Gleeble 3800热模拟机上进行。试样以20 °C/s升温到变形温度T,T=750、850、880、900、950、1 000、1 050、1 100 °C,保温5 min后,以不同的应变速率(v)进行拉伸试验直至拉断, $v=0.1、0.001 \text{ s}^{-1}$ 。拉断后试样进行水冷。试验钢的高温拉伸工艺如图1所示。

试样拉断后测量断面的直径以及计算横截面积,并计算得到试样的断面收缩率。使用Zeiss Sigma HD型场发射扫描电子显微镜对拉伸断口形貌进行观察,使用Leica DM 6000M金相显微镜对拉伸试样断口附近纵截面进行金相组织观察。由于本实验较难腐蚀出2 200 MPa超高强度钢的奥氏体晶界,因此还借助EBSD观察变形后的组织。将拉断后试样进行线切割,取断口附近试样纵切,先后使用120、600、1 200、2 000目的砂纸打磨,采用1 μm抛光布抛光,再采用8%体积分数的高氯酸酒

精溶液进行电解抛光,电解抛光参数:电压 20 V,电流 5 A,电解 20 s,然后在蔡司 GeminiSEM500 扫描电镜装配的牛津 SYMMETRY EBSD 探测器进行 EBSD 分析,放大倍数 400 倍,扫描步长 $0.5 \mu\text{m}$ 。使用 Nano measurer 软件统计 EBSD 晶粒大小。

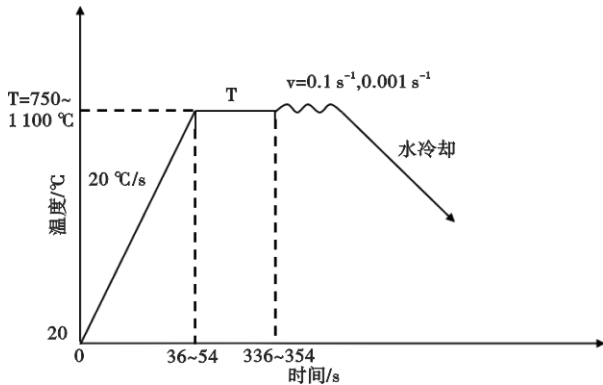


图1 2 200 MPa级超高强度钢的高温拉伸工艺

Fig. 1 High temperature tensile test process of 2 200 MPa grade ultra-high strength steel

2 结果与分析

2.1 拉断后试样的宏观形貌

拉断后的试样如图2所示。从宏观断口上可观察到,所有试样拉断后均发生了明显的颈缩和塑性变形,且应变速率 0.1 s^{-1} 的试样颈缩程度比应变速率 0.001 s^{-1} 的试样更高。

2.2 不同变形条件下的应力应变曲线分析

应变速率为 0.1 、 0.001 s^{-1} 时的应力应变曲线分别如图3(a)和图3(b)所示。通过热模拟拉伸实验得到的应力-应变曲线,可以分析得到材料的力学性能,还可以判断出材料发生动态回复和动态再结晶

的状态^[7]。拉伸得到的应力-应变曲线主要分为三个阶段。第一阶段为弹性变形阶段。在变形的初始,应力应变呈线性关系,属于弹性变形阶段。第二阶段为塑性变形阶段。在最初的弹性变形后,试样开始发生塑性变形,并发生不同程度的加工硬化^[8]。在这个阶段,动态回复和动态再结晶引起软化作用不足以抵消加工硬化,应力仍然随着应变增加而上升,但上升速度减缓,直到达到峰值应力。第三个阶段为动态再结晶软化阶段。随着变形量的增加,金属内部的畸变能达到临界值,就会启动动态再结晶。动态再结晶形核形成新的细小等轴晶粒,晶界增多,亚晶界会吸收位错形成大角度晶界,这样会使得更多的位错湮灭在晶界处,从而使材料的流变应力迅速下降^[7]。随着应变量的进一步增加,位错密度也进一步增加,储存的能量越高,再结晶的驱动力也越大,动态再结晶形核率增加,软化效果越显著,流变应力下降明显,直到动态再结晶全部结束^[7]。

由图3可以看到,在所有变形温度和应变速率下,应力-应变曲线均存在上述描述三个阶段,随着应变增加,应力值逐渐增大到峰值应力后均缓慢下降,可以初步判断均发生了动态再结晶。但是仅由应力应变曲线判断是否发生动态再结晶不够准确,还需进一步对显微组织进行表征来确定。

另外,随着变形温度升高,2 200 MPa超高强度钢的峰值应力逐渐减小,这是因为:①高温下会增强原子热振动能,金属原子扩散能力增加,柯氏气团对位错的钉扎作用减弱,位错滑移与攀移更易进行,材料的变形抗力下降^[9];②高温变形过程中会发生动态回复和动态再结晶。这些过程的软化作用



图2 拉断后试样:(a)应变速率 0.1 s^{-1} , (b)应变速率 0.001 s^{-1}

Fig. 2 Specimens after fracture : (a) strain rate of 0.1 s^{-1} , (b) strain rate of 0.001 s^{-1}



图3 (a)应变速率=0.1 s⁻¹, (b)应变速率=0.001 s⁻¹时的应力应变曲线

Fig. 3 (a) Stress - strain curves at strain rate = 0.1 s⁻¹, (b) stress - strain curves at strain rate = 0.001 s⁻¹

可抵消加工硬化效应,使峰值应力下降;③温度越高,晶界的切变抗力越小,晶间滑移更易发生^[10]。

不同温度下应变速率=0.1、0.001 s⁻¹的应力应变曲线对比如图4所示。由图4可以发现,当变形温度一定时,2 200 MPa 超高强度钢的峰值应力随应变速率的增大而增加。

当应变速率很高时,金属内部位错快速增殖,易产生位错塞积,从而使峰值应力增加^[6]。Johnson-Cook本构模型被广泛用于材料力学行为的表征^[11]。

$$\sigma_{eq} = (\sigma_0 + B\varepsilon_{eq}^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}) \quad (1)$$

式中, σ_{eq} 为等效应力, MPa; B 为应变硬化系数, MPa; n 为应变硬化指数; σ_0 为屈服强度, MPa; ε_{eq} 为等效塑性应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s⁻¹; C 为应变速率敏感系数, C > 0。

根据 Johnson-Cook 本构模型,当应变速率增大时,应力也会增大。

另外,应变速率增大导致变形时间缩短,动态回复导致的软化不充分,从而使峰值应力增加^[10]。

根据不同温度下和不同应变速率下试验钢的应力-应变曲线以及测量计算得到的断面收缩率,绘制了试验钢的高温拉伸强度和塑性曲线,如图5所示。图5(a)在两种应变速率下,抗拉强度均随温度升高而下降。图5(b)在应变速率=0.1 s⁻¹时,断面收缩率整体随温度升高先增加后下降,当温度 T=1 000 °C 时断面收缩率最高,随后随温度升高而下降;应变速率=0.001 s⁻¹时,断面收缩率存在两个低谷,第一个是 800 °C 附近,第二个是 925 °C 附近, T=1 050 °C 时断面收缩率最高,随后随温度升高而下降。

由图5(a)可知,随着变形温度升高,抗拉强度逐渐减小。应变速率为0.1 s⁻¹时,750 °C 时抗拉强度有最大值 379.8 MPa, 1 100 °C 时抗拉强度有最小值 95.5 MPa;应变速率为0.001 s⁻¹时,750 °C 时抗拉强度有最大值 244.8 MPa, 1 100 °C 时抗拉强度有最小值 46.6 MPa。由图5(b)可知,当应变速率=0.1 s⁻¹时,在 750~1 000 °C 拉伸时,断面收缩率随温度升高增加,在 750 °C 时有最小值 82.69%, 在 1 000 °C 时有最大值 97.63%, T > 1 000 °C 时,断面收缩率又随温度升高而下降;应变速率=0.001 s⁻¹时,断面收缩率存在两个低谷,分别是 800 °C 和 925 °C 附近; T=1 050 °C 时断面收缩率最高,为 90.23%, 随后断面收缩率随温度升高而下降。由图5(b)可知,2 200 MPa 超高强度钢的所有断面收缩率均大于 60%。Mintz 等^[12]研究认为,当断面收缩率小于 40% 时,钢坯表面产生裂纹的危险升高,断面收缩率大于 60% 时,钢坯不易产生裂纹。可见 2 200 MPa 超高强度钢具有优异的塑性变形能力。

另外由图5(b)可知,应变速率=0.1 s⁻¹的断面收缩率比应变速率=0.001 s⁻¹的更高,这是因为在较低应变速率条件下,材料在高温和拉应力作用下的停留时间更长,晶界滑移更容易持续发生,并进一步诱发晶界空洞、楔形裂纹及裂纹联结,因此,材料更容易表现出较差的热塑性^[13]。同时,若晶界存在析出相、夹杂物或元素偏聚,这些缺陷会促进空洞形核与裂纹扩展,使低应变速率条件下的沿晶损伤进一步加剧,从而导致断面收缩率下降^[13-14]。另一方面,只有当动态再结晶充分发展到能够通过迁移晶界隔离微裂纹、阻止裂纹联结时,材料的热塑性才会明显改善^[13,15]。较高应变速率会提高位错密度和

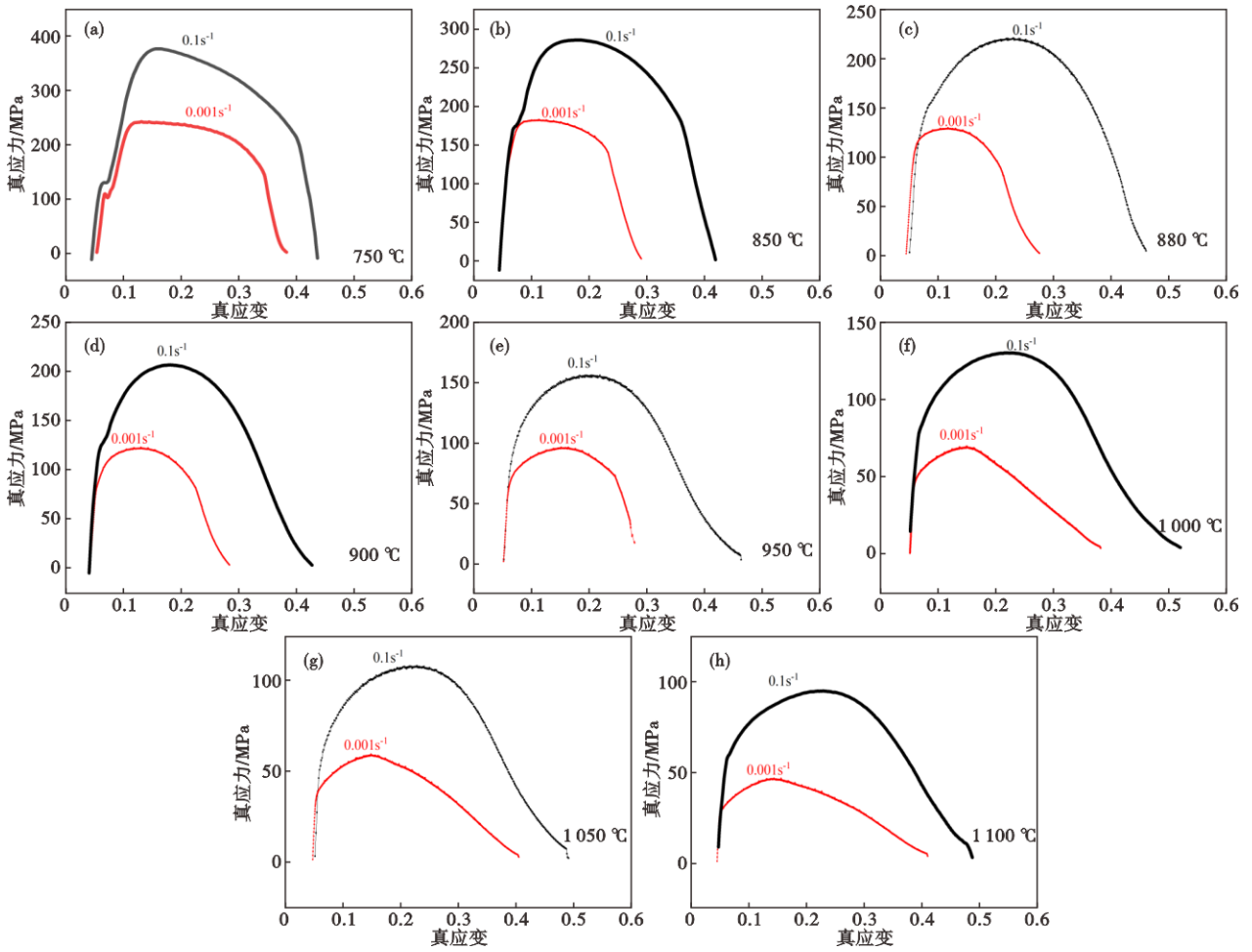


图4 不同温度下应变速率=0.1 s⁻¹和0.001 s⁻¹的应力应变曲线对比;(a)750 °C,(b)850 °C,(c)880 °C,(d)900 °C,(e)950 °C,(f)1 000 °C,(g)1 050 °C,(h)1 100 °C

Fig. 4 Comparison of stress-strain curves at strain rates of 0.1 s⁻¹ and 0.001 s⁻¹ under different temperatures : (a) 750 °C, (b) 850 °C, (c)880 °C, (d)900 °C, (e)950 °C, (f)1 000 °C, (g)1 050 °C, (h)1 100 °C

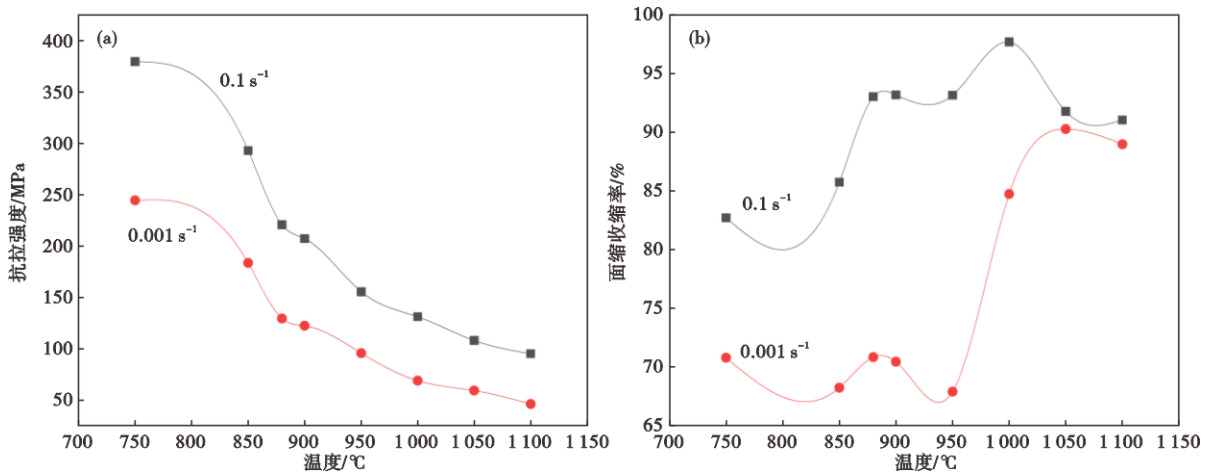


图5 不同变形温度和应变速率对(a)抗拉强度和(b)断面收缩率的影响

Fig. 5 Effects of different deformation temperatures and strain rates on (a) tensile strength and (b) reduction of area

位错存储能,从而提高动态再结晶形核驱动力;同时,较高应变速率下变形持续时间缩短,再结晶晶

粒长大受到抑制,更容易形成细小的动态再结晶组织^[16]。应变速率=0.1 s⁻¹的动态再结晶比应变速率=

0.001 s⁻¹下进行得更充分,因此应变速率为0.1 s⁻¹时的试验钢的塑性比应变速率为0.001 s⁻¹的更高。

2.3 2 200 MPa 超高强度钢的可锻性分析

可锻性是金属材料通过压力加工改变形状而不产生裂纹的性能。在金属压力加工过程中,常以可锻性来衡量金属材料通过塑性加工获得优质零件的难易程度。金属的可锻性好,表明该金属适合用塑性加工成形;可锻性差,说明该金属不适于用塑性加工成型^[17]。金属的可锻性主要与材料的化学成分有关,其次是相组成、晶粒大小、变形条件等。可锻性常用金属的塑性和变形抗力来综合衡量,可按下式计算的数值来表征可锻性^[18]。

$$K_{\Psi} = \Psi / \sigma_b \quad (2)$$

式中, K_{Ψ} 为可锻性, % · MPa⁻¹; Ψ 为断面收缩率, %; σ_b 为强度极限, MPa。

可锻性的5级标准见表2。2 200 MPa 超高强度钢的可锻性见表3。

表2 可锻性的5级标准

Table 2 Standard of five levels for forgeability

级别	$K_{\Psi}/(\% \cdot \text{MPa}^{-1})$	可锻性评价结果
1	<0.01	不可锻
2	0.01~0.30	差
3	0.30~0.80	可
4	0.81~2.00	良
5	≥2.10	优

表3 2200 MPa 超高强度钢的可锻性

Table 3 Forgeability of 2200 MPa Ultra-High Strength Steel

序号	变形温度/°C	应变速率/s ⁻¹	断面收缩率/%	抗拉强度/MPa	$K_{\Psi}/(\% \cdot \text{MPa}^{-1})$	可锻性评价结果
1	750	0.1	82.69	379.807 53	0.22	差
2	850	0.1	85.71	293.217 59	0.29	差
3	880	0.1	92.98	221.002 64	0.42	可
4	900	0.1	93.14	207.602 83	0.45	可
5	950	0.1	93.11	155.830 84	0.60	可
6	1 000	0.1	97.63	131.523 48	0.74	可
7	1 050	0.1	91.73	108.396 28	0.85	良
8	1 100	0.1	91.00	95.521 225	0.95	良
9	750	0.001	70.79	244.845 95	0.29	差
10	850	0.001	68.25	183.889 22	0.37	可
11	880	0.001	70.84	129.840 87	0.55	可
12	900	0.001	70.46	122.804 92	0.57	可
13	950	0.001	67.91	96.062 401	0.71	可
14	1 000	0.001	84.71	69.388 298	1.22	良
15	1 050	0.001	90.23	59.791 42	1.51	良
16	1 100	0.001	88.94	46.634 422	1.91	良

从表3可以看到,当应变速率为0.1 s⁻¹时,880~1 100 °C之间2 200 MPa 超高强度钢的热塑性良好,可以在此温度区间内锻造;当应变速率为0.001 s⁻¹时,850~1 100 °C之间2 200 MPa 超高强度钢的热塑性良好,可以在此温度区间内锻造。可以发现,应变速率降低,2 200 MPa 超高强度钢的可锻性更好,因此在塑性低谷区可以降低应变速率。

2.4 高温拉伸近断口处的组织观察与分析

热模拟拉伸试验结束后进行水冷,快速冷却的目的主要是冻结高温变形后的组织演化状态,防止缓冷过程中继续回复、再结晶或发生扩散型转变^{[4][16]}。用金相显微镜对拉伸试样纵截面未变形的组织进行观察,在950、1 100 °C的变形温度下,以0.1 s⁻¹应变速率进行热模拟拉伸,远离断口区域的纵截面组织分别如图6(a)(b)所示。在950、1 100 °C的变形温度下,试验钢经热模拟拉伸后水冷得到的未变形区域的组织均为细针状的马氏体组织。显然远离断口的未变形区域未发生动态再结晶。

以应变速率为0.1 s⁻¹为例,选取了三个变形温度950、1 000、1 100 °C,对断口附近的组织进行金相观察,如图7(a)-(c)所示。图7(a)-(c)中右侧均为最接近断口的位置,可以看到最接近断口的区域主要为高温熔融枝晶。距离断口100 μm左右,显微组织为动态再结晶形成的新的晶粒,且随着温度升高晶粒尺寸也逐渐变大。另外对比图7(c)(d)可以发现,变形温度均为1 100 °C时,应变速率为0.001 s⁻¹的晶粒尺寸远远大于应变速率为0.1 s⁻¹的晶粒尺寸。对比图6(a)和图7(a),两张图的变形温度均为950 °C,应变速率0.1 s⁻¹,图6(a)未变形区域的组织为细针状马氏体,未发生动态再结晶,图7(a)靠近断口区域为动态再结晶形成的新晶粒,发生了动态再结晶。动态再结晶是金属热变形过程中的一种现象,除了满足高温条件,还需要达到或超过临界应变值,图6(a)和图7(a)很好地印证了这一点。

以应变速率为0.1 s⁻¹为例,对不同变形温度下进行热模拟拉伸的试样断口进行SEM分析,结果如图8所示。如图8(a)所示,当变形温度为750 °C时,呈现韧窝和准解理的混合断口,以韧窝为主,伴有少量准解理平面。韧窝说明材料在断裂前发生了明显的微孔形核、长大和聚合,具备一定塑性变形能力,准解理说明断裂过程中又存在局部脆性开裂。在750 °C下试验钢具有一定塑性变形能力,但断裂过程中已出现脆化倾向。变形温度升高到

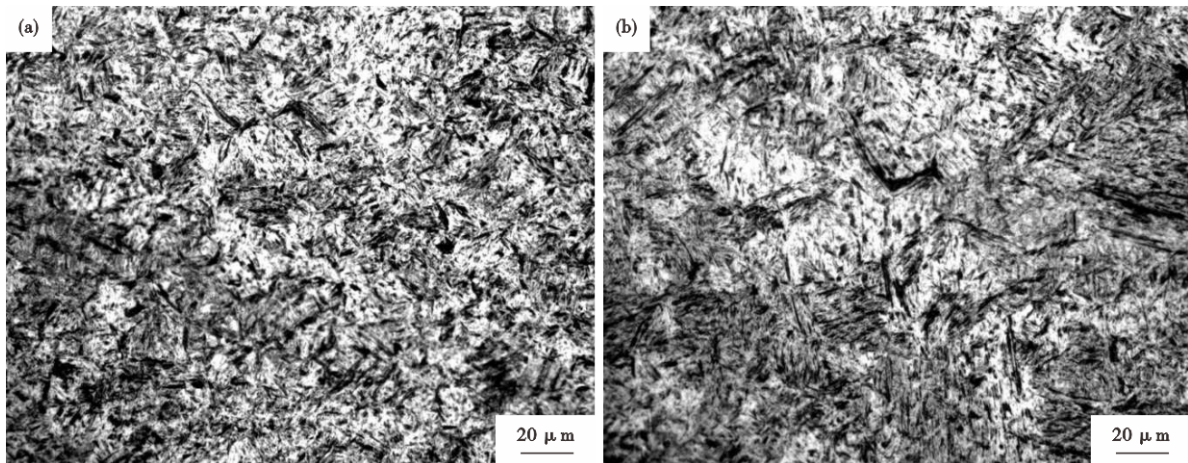


图6 远离断口的未变形组织,放大倍数500倍:(a) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$

Fig. 6 Undeformed microstructure away from the fracture, at the magnification of 500x : (a) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$

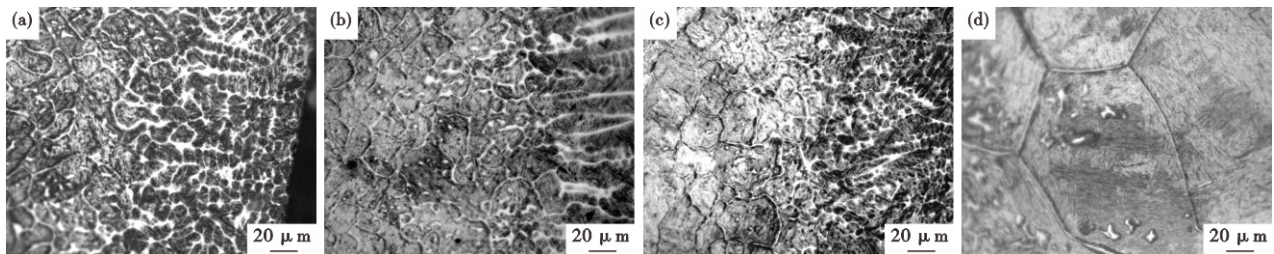


图7 热模拟拉伸后断口附近纵截面的显微组织:(a) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (c) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (d) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.001\text{ s}^{-1}$

Fig. 7 Microstructure of the longitudinal section near the fracture after thermal simulation tensile test : (a) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (c) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.1\text{ s}^{-1}$; (d) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $v=0.001\text{ s}^{-1}$

850 °C时,如图8(b)所示,准解理面积减少,断口主要由韧窝组成,试验钢塑性较好。变形温度从880 °C升高到950 °C,如图8(c)-(e)所示,断口全部为较深的韧窝,且韧窝尺寸逐渐变大,说明试验钢的塑性也越来越好。这主要是由于温度升高降低了变形抗力,促进了动态回复和动态再结晶的发生,从而缓解了局部应力集中,使微孔在断裂前能够获得更充分的长大^[4]。变形温度升高到1 000 °C时,如图8(f)所示,韧窝尺寸最大,但深度较浅。表明该温度下材料塑性虽较前期明显提高,但局部损伤集中仍然存在。从750 °C升高到1 000 °C,断口形貌的韧窝逐渐变大,试验钢塑性逐渐提升,这与图5(b)应变速率=0.1 s⁻¹的断面收缩率的变化规律一致。

当变形温度进一步升高至1 050、1 100 °C时,如图8(g)(h)所示,断口形貌由韧窝型断裂转变为高温熔融枝晶特征,说明断裂机制已由微孔聚合型韧性断裂转变为局部液化控制的高温熔融断裂。这

表明1 050 °C已超出试验钢的最佳热塑性温区,晶界液膜形成或低熔点偏析区熔化导致晶界结合强度显著下降,从而引发高温熔融失效^[4,8]。这与图5(b)应变速率=0.1 s⁻¹,变形温度 $\geq 1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时试验钢塑性下降的变化规律一致。

另外对比图7(a)金相照片和图8(e)断口SEM照片可以发现,在变形温度950 °C,应变速率0.1 s⁻¹时,断口纵截面金相观察发现断口附近存在高温熔融枝晶,而断口表面扫描电镜下却主要表现为韧窝组织。这是因为金相显微镜观察的是断口邻近区域的内部组织状态,因此能够较敏感地揭示晶界或枝晶间是否发生了局部熔融,断口扫描电镜观察的是试样最终断裂时的断裂表面,其表征的是最终失效阶段的主导断裂方式,断口的韧窝则说明最终断裂仍伴随着明显的塑性耗能过程。

用EBSD对断口附近的组织进行分析,应变速率为0.001 s⁻¹时,不同温度下变形的断口附近的显微组织如图9所示;应变速率为0.1 s⁻¹时,不同温度

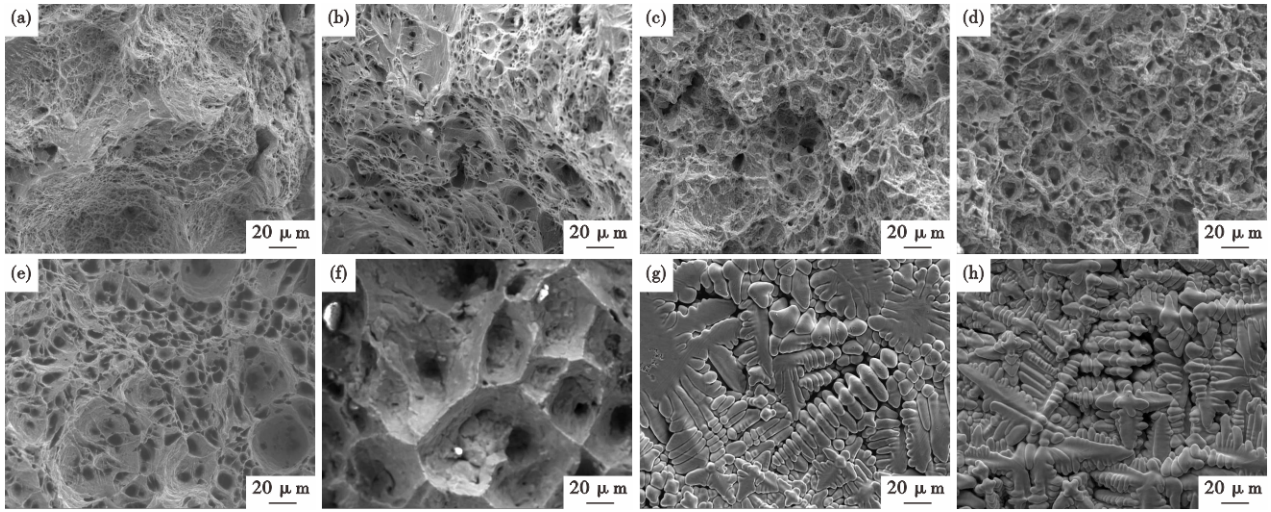


图8 应变速率为 0.1 s^{-1} 时不同变形温度下进行热模拟拉伸后断口显微形貌:(a) $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $T=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (e) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, (f) $T=1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (g) $T=1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, (h) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 8 Microscopic morphology of fracture surfaces after thermal simulation tensile test at the strain rate of 0.1 s^{-1} under different deformation temperatures : (a) $T=750\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $T=880\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $T=900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (e) $T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, (f) $T=1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (g) $T=1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, (h) $T=1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

下变形的断口附近的显微组织如图10所示。使用EBSD分析统计不同应变速率和不同变形温度下的大角度晶界(HAGB)占比,如图11所示,并使用Nano measurer软件统计不同应变速率和不同变形温度下的晶粒尺寸,如图12所示。

当应变速率为 0.001 s^{-1} 时,由图9(a)可知,变形温度为 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,试样内部存在较多的被拉长的变形组织,同时出现了少量细小的晶粒,说明在 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,发生了部分动态再结晶。温度升高到 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,

如图9(b),细小的晶粒比例更高,被拉长的变形组织减少,发生再结晶的比例增加。温度升高到 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,如图9(c),已经没有明显的被拉长的变形组织,在取向图中显示为比较细小的晶粒组织;且由图5(b)应变速率= 0.001 s^{-1} ,变形温度为 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,断面收缩率相比 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 提升3.8%,说明在 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,再结晶进行得较为充分,热塑性得到提升。

由图11和图12可知,可以发现当应变速率为 0.001 s^{-1} 时,从 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 开始,随着温度升高,晶粒尺寸

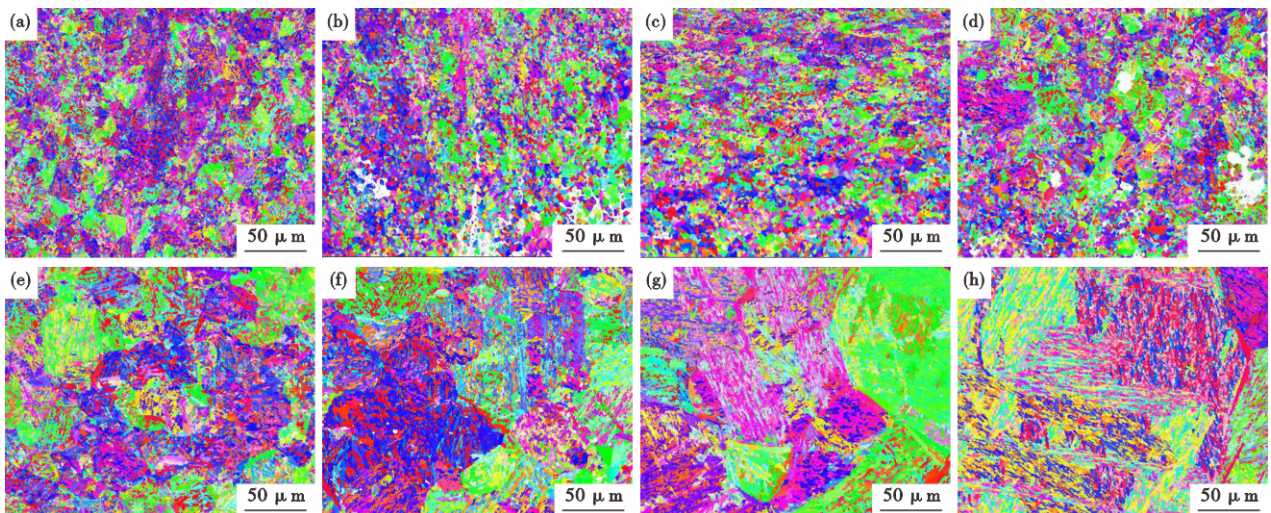


图9 应变速率为 0.001 s^{-1} 时,不同温度下变形的断口附近的显微组织:(a) $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $880\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (e) $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, (f) $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (g) $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, (h) $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 9 Microstructure near the fracture surface after deformation under different temperatures at the strain rate of 0.001 s^{-1} : (a) $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $880\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (e) $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, (f) $1\ 000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (g) $1\ 050\text{ }^{\circ}\text{C}$, (h) $1\ 100\text{ }^{\circ}\text{C}$

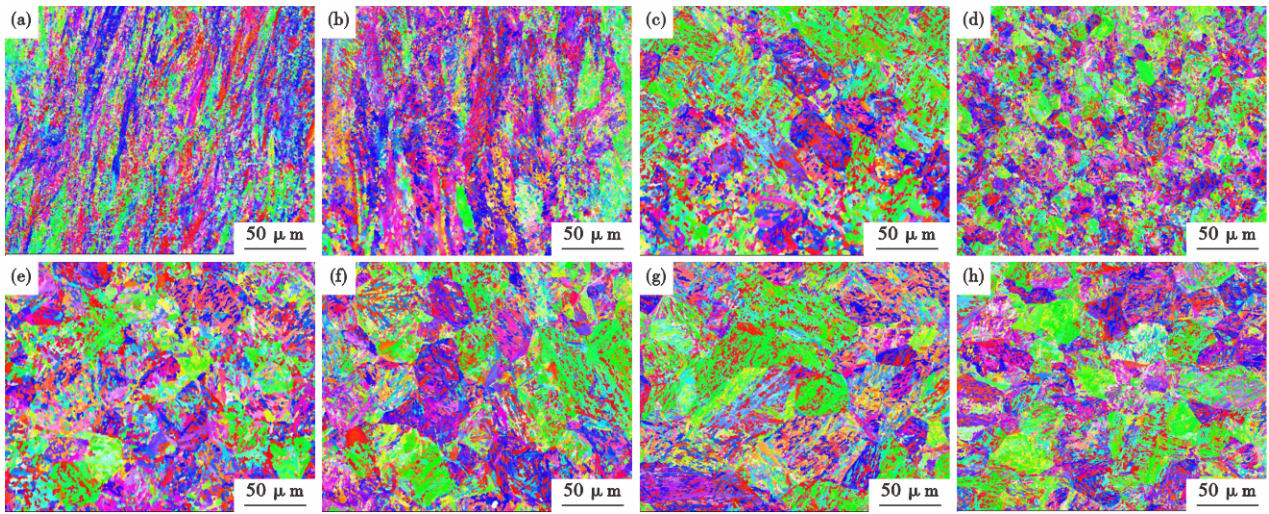


图 10 应变速率为 0.1 s^{-1} 时,不同温度下变形的断口附近的显微组织:(a)750 °C,(b)850 °C,(c)880 °C,(d)900 °C,(e)950 °C,(f)1 000 °C,(g)1 050 °C,(h)1 100 °C

Fig. 10 Microstructure near the fracture surface after deformation under different temperatures at the strain rate of 0.1 s^{-1} : (a) 750 °C, (b)850 °C, (c)880 °C, (d)900 °C, (e)950 °C, (f)1 000 °C, (g)1 050 °C, (h)1 100 °C

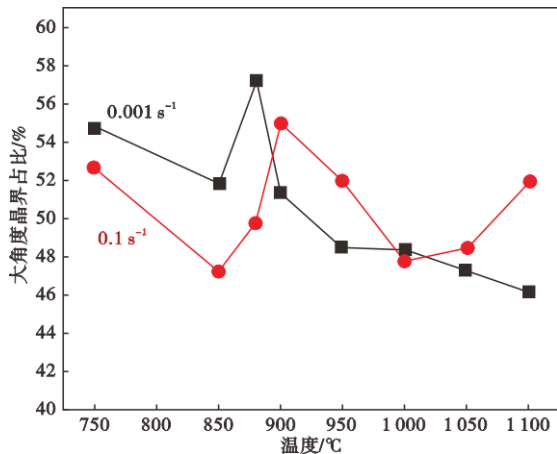


图 11 不同变形条件下的大角度晶界(HAGB)占比

Fig. 11 Proportion of high-angle grain boundaries (HAGB) under different deformation conditions

逐渐增大,大角度晶界的比例逐渐降低。当变形温度较低时,连续动态再结晶占主导,通过位错累积和亚晶旋转形成大角度晶界;变形温度较高时,不连续动态再结晶占主导,其通过晶界弓出形核,新生晶粒较少且易长大,导致大角度晶界比例减少。另外,高温下大角度晶界在迁移过程中可能与其他晶界合并或转化为小角度晶界,导致晶粒长大,进一步降低大角度晶界占比。

当应变速率为 0.1 s^{-1} 时,由图 10(a)(b)可见,变形温度为 750、850 °C 时,试样内部均为被拉长的变形组织,说明在 750、850 °C 未发生动态再结晶。温度升高到 880 °C 时,如图 10(c)所示,新生的晶粒逐

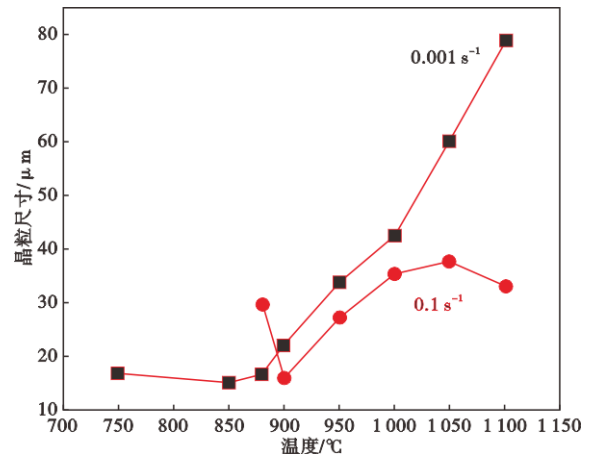


图 12 不同变形条件下的晶粒尺寸

Fig. 12 Grain size under different deformation conditions

渐长大并且长成无畸变的等轴晶,逐步取代被拉长的变形组织,启动动态再结晶。温度升高到 900 °C 时,如图 10(d)所示,结合图 11 和图 12,可以发现大角度晶界比例增加、晶粒尺寸变小,这是因为升温到 900 °C 时,再结晶形核率显著增加,而长大速率受温度影响相对较小,大量新晶粒形核并长大,快速取代原有粗大组织,导致晶粒尺寸细化。

由图 11 和图 12 可知,从 900 °C 升高到 1 100 °C 的过程中,随着温度升高,晶粒尺寸先增大后减小,大角度晶界比例先减小后增大。随着温度升高,晶粒长大速率超过形核速率,晶粒长大。当温度升高到 1 100 °C 时,由于高温下存储能更高,存储能达到临界值时,又会触发新一轮的形核,形核速率又超

过了长大速率^[19]。可以发现,动态再结晶是一个反复形核、有限长大的过程。

由图9~12可知,动态再结晶晶粒大小取决于应变速率和变形温度^[5,20]。国外关于热模拟拉伸试验的系统研究起步较早,最初主要集中在连铸过程中钢的高温延性和横裂问题。Mintz等^[13]研究了钢在700~1150℃的热拉伸行为,并比较了动态再结晶临界应变与断裂应变之间的关系。研究指出,动态再结晶在高温塑性恢复中具有关键作用;在较低应变速率条件下,材料有更充足的时间完成晶界迁移与再结晶,因此,更容易摆脱高温塑性低谷,而在较高应变速率下,动态再结晶受到抑制,晶界损伤更易累积。而在本研究中,比较两种应变速率下的晶粒尺寸和大角度晶界比例,如图11和图12所示,可以发现变形温度<900℃时,应变速率为0.001 s⁻¹时晶粒尺寸更加细小,大角度晶界比例更高,应变速率为0.001 s⁻¹时的动态再结晶比例比应变速率为0.1 s⁻¹时更高;变形温度≥900℃时,应变速率为0.1 s⁻¹时,晶粒尺寸更加细小,大角度晶界比例更高,动态再结晶比例比应变速率为0.001 s⁻¹时更高。

综合以上分析,在锻造时,锻造前期变形温度高,推荐使用较快的变形速度;在锻造后期,推荐使用较慢的变形速度。由图8(g)1050℃的断口SEM照片,试验钢在1050℃下出现高温熔融枝晶,因此,建议锻造开锻温度需小于1050℃。在高温下(≥900℃),2200 MPa超高强度钢的变形抗力小,塑性高,快速锻造可高效利用材料良好的塑性,提高生产效率;且高温下动态再结晶更易发生,快速变形可增加位错积累速率,提供存储能,促进再结晶形核,细化晶粒,若变形速度过慢,会导致晶粒长大。锻造后期温度降低(<900℃),材料强度增加、塑性下降,变形抗力显著增加,慢速锻造允许应力

更均匀地传递和松弛,避免开裂。另外低温下动态再结晶无法激活,主要以动态回复为主。慢速变形给予位错湮灭和重排更长时间,减少加工硬化,改善韧性。

4 结论

1)通过对2200 MPa超高强度钢热模拟拉伸试验的应力应变曲线分析,在750~1100℃进行变形时,随着变形温度升高,2200 MPa超高强度钢的抗拉强度均持续降低;应变速率=0.1 s⁻¹时,在750~1000℃拉伸时,断面收缩率随温度升高增加,变形温度T>1000℃时,随温度升高而下降;应变速率=0.001 s⁻¹时,断面收缩率存在两个低谷,分别是800、925℃附近;T=1050℃时断面收缩率最高,随后断面收缩率随温度升高而下降。

2)由抗拉强度和断面收缩率可以计算得到2200 MPa超高强度钢的可锻性。应变速率=0.1 s⁻¹时,2200 MPa超高强度钢的可锻温度区间为880~1100℃,应变速率=0.001 s⁻¹时,试验钢的可锻温度区间为850~1100℃。

3)结合变形后显微组织的金相分析、扫描电镜分析和EBSD分析,可以得到:应变速率=0.001 s⁻¹时,动态再结晶开始温度为750℃。应变速率=0.1 s⁻¹时,动态再结晶开始温度为880℃。变形温度在900℃以下时,应变速率为0.001 s⁻¹时晶粒尺寸更加细小,大角度晶界比例更高;变形温度≥900℃时,应变速率为0.1 s⁻¹时,晶粒尺寸更加细小,大角度晶界比例更高。变形温度≥1050℃时,拉伸断口出现高温熔融枝晶,锻造开锻温度应低于1050℃。结合可锻性计算结果,试验钢的可锻温度区间为880~1050℃。

4)变形温度≥900℃时,锻造时应采用快速锻造工艺,变形温度<900℃时,锻造应采用慢速锻造工艺,可以得到细小的晶粒尺寸。

参考文献

- [1] 李伟. 大重载飞机起落架缓冲系统方案设计及其动态性能分析[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2009.
- [2] 赵春玲, 刘洋, 陆曦, 等. 宽体客机关键技术综述[J]. 西北工业大学学报, 2025, 43(6): 1055-1090.
- [3] 张英杰, 王飞, 董鹏, 等. M54超高强度钢热塑性行为研究[J]. 塑性工程学报, 2016, 23(3): 119-124.
- [4] 宁静, 王敖, 苏杰, 等. W含量对新型超高强度钢热塑性的影响[J]. 锻压技术, 2020, 45(9): 181-186.
- [5] 朱志飞. AF1410钢热变形行为及显微组织研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2018.
- [6] 刘涛, 吕瑞国, 唐小勇, 等. 45CrNiMoV钢铸坯的高温塑性研究及应用[J]. 河南冶金, 2024, 32(4): 42-47.
- [7] 姜雪. 微量元素对铬钼和碳锰低合金压力容器用钢热塑性的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2015.
- [8] 李燕, 胡坤太, 杜忠泽, 等. 2205双相不锈钢连铸坯的高温力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(2): 78-81+83.
- [9] 赵勇桃, 董俊慧, 张韶慧, 等. P92钢高温拉伸断口形貌的研究[J]. 材料工程, 2015, 43(4): 85-91.

- [10] 周 蕾, 赵 亮, 张洪奎. Cr12MoV 钢热变形的模拟试验研究[J]. 热处理, 2023, 38(2): 16-22+29.
- [11] 牛 江, 李胜斌, 张应龙. 基于 Johnson-Cook 模型的 Q345R 钢压力容器形变预测[J]. 塑性工程学报, 2025, 32(2): 179-186.
- [12] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking[J]. ISIJ International, 1999, 39(9): 833-855.
- [13] Mintz B, Abushosha R, Jonas J J. Influence of dynamic recrystallisation on the tensile ductility of steels in the temperature range 700 to 1150 °C[J]. ISIJ International, 1992, 32(2): 241-249.
- [14] Han Q H, Kang Y L, Zhao X M, et al. High-temperature properties and microstructure of Mo microalloyed ultra-high-strength steel[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2011, 18(4): 407-413.
- [15] Chen B H, Yu H. Hot ductility behavior of V-N and V-Nb microalloyed steels[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2012, 19(6): 525-529.
- [16] 侯丹丹. AerMet100 超高强度钢高温变形行为研究[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2015.
- [17] 刘静安, 王文志, 罗立新. 铝合金可锻性及热力学参数确定原则分析[J]. 轻合金加工技术, 2011, 39(12): 37-43.
- [18] 亓文华. 金属材料可锻性准则在大锻件生产中的应用[J]. 山东冶金, 1998(1): 18-21.
- [19] 王 彬, 于振涛. Inconel 690 合金高速热变形过程中动态再结晶机理研究[J]. 材料保护, 2013, 46(S2): 103-105+117.
- [20] Hu Z Q, Wang K K. Evolution of dynamic recrystallization in 5CrNiMoV steel during hot forming[J]. Advances in Materials Science and Engineering, 2020, 2020: 4732683.