

铸态超级双相不锈钢 S32750 热变形行为及组织演变

武 敏^{1,2} 李建春² 李国平² 卫英慧¹

(1 太原理工大学材料科学与工程学院,太原 030024;2 山西太钢不锈钢股份有限公司技术中心,太原 030003)

摘 要 通过 Gleeble-3800 热压缩实验研究了铸态超级双相不锈钢 S32750 (质量分数: 0.017C, 0.53Si, 0.93Mn, 0.023P, 0.001S, 25.58Cr, 7.00Ni, 4.03Mo, 0.28N) 在变形温度为 950 ~ 1 200 °C、应变速率为 0.1 ~ 25/s、真应变为 1 条件下的热变形行为与组织演变规律。结果表明,超级双相不锈钢 S32750 热变形行为受变形温度和应变速率的影响明显。在 950 ~ 1 050 °C、0.1/s 变形时,流变曲线表现出“类屈服平台”特征;当变形温度为 1100 ~ 1 200 °C 或应变速率为 10/s、25/s 时,流变曲线为典型的动态再结晶特征。对其微观组织进行观察发现,铁素体在各变形条件下均发生动态再结晶;奥氏体在 950 °C 和 1 200 °C 时基本不受应变速率影响,前者发生动态回复,后者发生动态再结晶。而在 1 050 °C 时,受应变速率影响较大:小应变速率下(0.1/s)下发生动态回复,大应变速率下(10/s)发生动态再结晶。

关键词 超级双相不锈钢 S32750 真应变-真应力曲线 动态回复 动态再结晶

Hot Deformation and Microstructure Evolution of As-Cast Super Duplex Stainless Steel S32750

Wu Min^{1,2}, Li Jianchun², Li Guoping² and Wei Yinghui¹

(1 College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024;
2 Technical Center, Shanxi Taigang Stainless Steel Co Ltd, Taiyuan 030003)

Abstract The hot deformation and microstructure evolution of as-cast S32750 super duplex stainless steel (质量分数: 0.017C, 0.53Si, 0.93Mn, 0.023P, 0.001S, 25.58Cr, 7.00Ni, 4.03Mo, 0.28N) are investigated at different temperatures (950 ~ 1 200 °C), strain rates (0.1 ~ 25/s) and strain (1) by Gleeble-3800 thermo-mechanical simulator. The results shows that the hot deformation behavior of S32750 was considerably affected by temperature and strain rate. The flow curves exhibit particularly yield-point-elongation-like effect at temperatures of 950 ~ 1 050 °C and strain rate of 0.1/s, which is characterized by a non-strengthening plateau during the initial stages of plastic deformation. The flow curves show the dynamic recrystallization characteristic at temperatures of 1 100 ~ 1 200 °C or at strain rates 10/s, 25/s. It is found that dynamic recrystallization occurs in ferrite at different deformation conditions. Whereas austenite undergoes dynamic recovery at 950 °C and dynamic recrystallization at 1 200 °C, and the strain rate has a minimal effect on the microstructure evolution of austenite; when the deformation temperature is 1 050 °C, the strain rate plays an important role in the softening process, the austenite undergoes dynamic recovery at strain rate of 0.1/s and dynamic recrystallization at 10/s.

Material Index Super Duplex Stainless Steel S32750, True Strain-True Stress Curves, Dynamic Recovery, Dynamic Recrystallization

超级双相不锈钢是第三代双相不锈钢的典型代表,钢中的高铬、高钼和高氮的平衡成分设计,使其在具备高强度和韧性的同时,还具有很高的耐应力腐蚀、耐孔蚀和耐缝隙腐蚀性能^[1],其优良的综合性能可与超级奥氏体不锈钢相媲美,已经被广泛的应用在远洋、石油化工等行业^[2-4]。钢中高的合金含量使其具有比较大的高温变形抗力;而高的含氮量又使其在高温下两相组织稳定,在热变形时产生不均匀的应力应变分布,导致边部和表面裂纹的萌生^[5],给热加工带来非常不利的影响。因此,研究超级双相不锈钢在高温变形过程中的力学行为和钢中两相组织的演变规律对热加工具有很好的预测性和指导性。

目前关于双相不锈钢的高温变形行为和组织演变已有不少研究报道,Chen 等^[6-7]对锻态 S32205 的研究认为铁素体由于层错能较高,软化机制为动态回复,低层错能的奥氏体发生动态再结晶,而 Fan 等^[8]发现铸态 S32205 双相不锈钢在热变形后,铁素体发生动态再结晶,而奥氏体只发生动态回复。Momeni 等^[9]对轧态 S32205 以及 Han 等^[10]对铸态 S32304 的研究均发现在热压缩过程中,铁素体和奥氏体均发生动态再结晶。上面提到的几种双相不锈钢其 α/γ 两相比随加热温度的升高变化明显,铁素体数量逐渐增多,奥氏体数量逐渐减少,而超级双相不锈钢 S32750 由于合金含量较 S32205/S32304 高,且 N 含量由

$1\ 500 \times 10^{-6}$ 提升至 $2\ 500 \times 10^{-6}$, 导致其在 $1\ 300\ ^\circ\text{C}$ 以下 α/γ 两相比仍接近 1:1, 使得其高温力学行为与组织演变特征发生了变化。

本文在此基础上系统分析了铸态 S32750 在不同热变形条件下的真应力-真应变曲线, 研究了两相的动态回复和再结晶特征, 揭示了铸态 S32750 高温变形过程中的组织演变规律: 铁素体受变形条件影响较小, 在各变形条件下均发生动态再结晶; 奥氏体的动态软化方式受变形条件影响显著。

1 实验方法

1.1 实验材料

实验用材料来自太钢生产的 S32750 超级双相不锈钢连铸坯, 尺寸为 $100\ \text{mm} \times 80\ \text{mm} \times 100\ \text{mm}$ 。原始状态显微组织见图 1, 粗大的奥氏体呈树枝状分布在铁素体基体上。其主要化学成分见表 1。

1.2 高温压缩实验

高温压缩实验在 Gleeble-3800 热/力模拟实验机上进行。试样沿连铸坯厚度方向且垂直于轧制方向取样, 尺寸为 $\Phi 8\ \text{mm} \times 12\ \text{mm}$ (图 2)。试验过程中为减少摩擦对应力状态的影响, 在压缩试样两端涂石墨和加钽片。将试样以 $10\ ^\circ\text{C}/\text{s}$ 升至 $1\ 250\ ^\circ\text{C}$, 保温 $5\ \text{min}$, 后以 $5\ ^\circ\text{C}/\text{s}$ 降至试验温度 ($950 \sim 1\ 200\ ^\circ\text{C}$), 保温 $30\ \text{s}$ 后进行不同应变速率 ($0.1, 1, 10, 25/\text{s}$)、真应变为 1 的压缩变形, 变形完成后立即对试样水淬。将试样沿轴向中心剖开, 进行研磨、抛光及腐蚀, 利用金相显微镜 (OM) 和扫描电子显微镜 (SEM) 进行组织观察。采用透射电子显微镜 (TEM) 对变形后 S32750 的

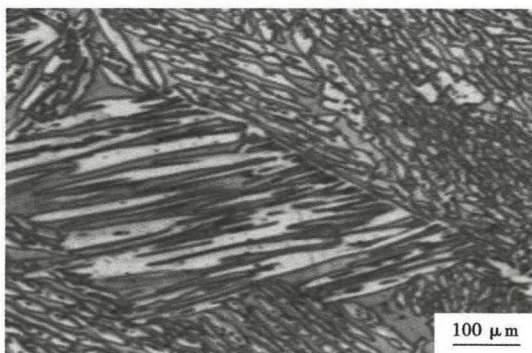


图 1 铸态超级双相不锈钢 S32750 金相组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast duplex stainless steel S32750

表 1 S32750 双相不锈钢的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of S32750 super duplex stainless steel /%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0.017	0.53	0.93	0.023	0.001	25.58	7.00	4.03	0.28

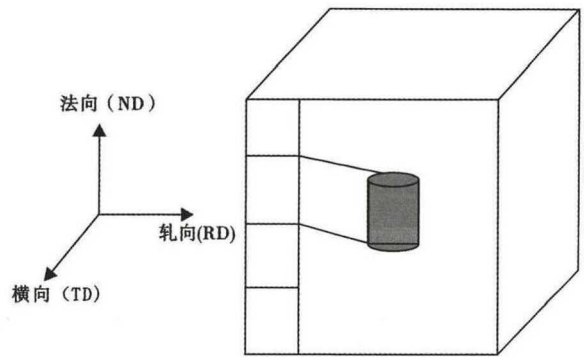


图 2 铸态超级双相不锈钢 S32750 取样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of sampling position of as-casting super duplex stainless steel S32750

亚结构和晶界特征进行观察。

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 3 为不同变形条件下由热压缩实验得到的真应力-真应变曲线, 在各变形条件下, 流变曲线都表现出加工硬化和随后的动态软化过程。同时, 从图 3 中可以看出, S32750 的流变曲线与单相铁素体或奥氏体不锈钢不同, 主要原因是高温下两相组织的力学性能与动态软化机制不同, 使其流变曲线呈现出不同于单相不锈钢的特征。实验得到的流变曲线有两种类型: (1) “类屈服平台”特征: 当变形温度低, 应变速率小时 (以 $950\ ^\circ\text{C}$ 、 $0.1/\text{s}$ 为例), 在变形的初始阶段, 由于应变分配效应, 应变主要分布在较软的铁素体基体, 铁素体中位错密度增大, 发生加工硬化, 随后铁素体回复或再结晶, 因此流变曲线出现软化现象^[11] [图 3 (a) 中实线箭头所示]。随着变形量的增加, 为维持材料变形的连续性, 应变通过相界从铁素体传递至奥氏体中。由于奥氏体尚未变形且具有较高的强度, 导致流变应力增加, 再次出现加工硬化。随着应变进一步增大, 奥氏体发生动态回复, 流变曲线再次软化 [图 3 (a) 中虚线箭头所示]。(2) 动态再结晶特征: ①变形温度高时 (以 $1\ 200\ ^\circ\text{C}$ 为例), 随应变变量增加, 应力迅速达到峰值, 随后由于发生动态再结晶, 流变应力逐渐下降, 材料进入稳定变形状态。应变分布的比值 $\varepsilon_\alpha/\varepsilon_\gamma$ 与两相强度 $\sigma_\alpha/\sigma_\gamma$ 有关联, 由于铁素体和奥氏体的强度在高温下差别较小, 两相中的应变分布趋于均匀, 因此与单相不锈钢类似。②应变速率较大时 (以 $10, 25/\text{s}$ 为例), 流变曲线出现波动, 如图 3 (b) 所示。这是由于在大应变速率条件下, 软相铁素体获得的应变受到硬相奥氏体的阻碍, 铁素体出现不连续软化或部分软化, 同时奥氏体获得更多应变, 应变分配

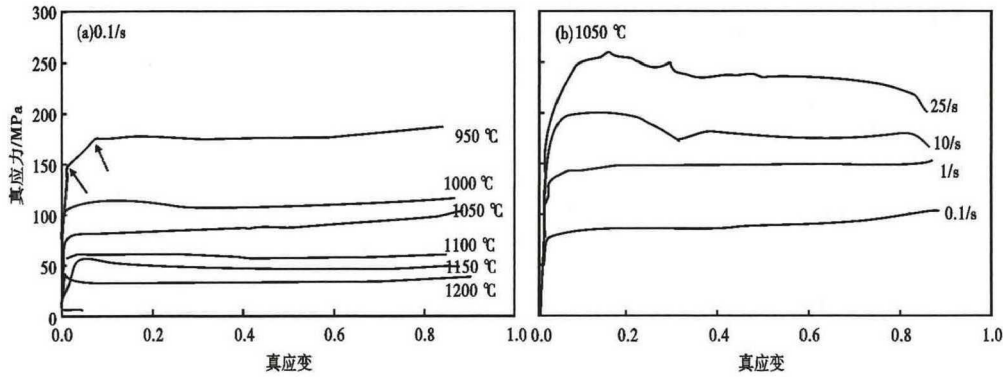


图 3 变形条件对 S32750 钢真应力应变曲线的影响
 Fig.3 Effect of deformation conditions on true stress-strain curves of steel S32750

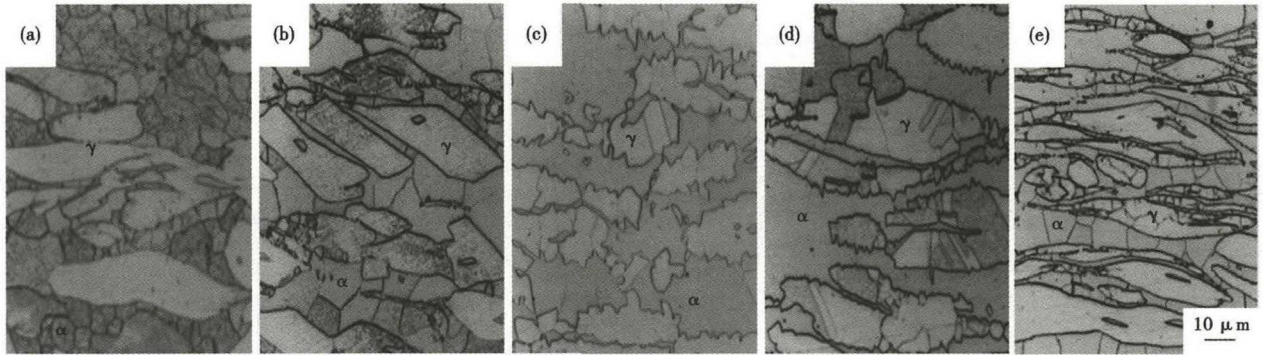


图 4 (a) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 950 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (c) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 1200 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (d) $\dot{\epsilon} = 10 /s, 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (e) $\dot{\epsilon} = 25 /s, 1200 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$ 变形时 S32750 钢的组织

Fig.4 Microstructure of steel S32750 with hot deformation (a) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 950 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (b) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (c) $\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 1200 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$ (d) $\dot{\epsilon} = 10 /s, 1050 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$, (e) $\dot{\epsilon} = 25 /s, 1200 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$

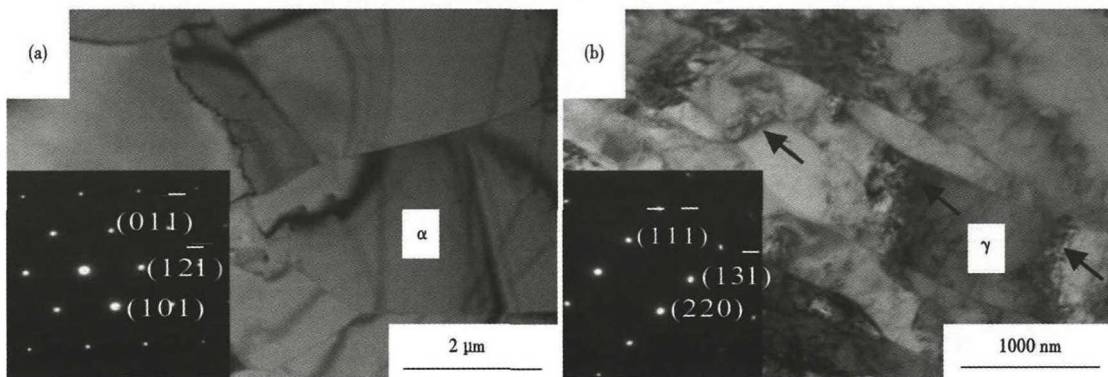


图 5 S32750 钢变形后铁素体和奥氏体的 TEM 像 (a) 和背散射电子像 (b) ($\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 950 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$)

Fig.5 TEM micrographs (a) and electron backscattering diffraction graph (b) of ferrite and austenite in deformed steel S32750 ($\dot{\epsilon} = 0.1 /s, 950 \text{ }^\circ\text{C}, \epsilon = 1$)

效应减弱,两相发生协同变形,流变应力在达到峰值后由于动态再结晶的发生而下降。因此,双相组织的耦合作用导致了 S32750 两种特征的流变曲线。

2.2 热变形组织演变

2.2.1 变形温度对组织的影响

图 4(a~c)分别为变形温度为 950 °C、1050 °C、1200 °C (应变速率为 0.1 /s、真应变为 1) 的显微组织照片。通过观察发现在各变形条件下,铁素体相均发生了再结晶,随着变形温度的升高,铁素体再结晶晶粒逐渐长大,950 °C 晶粒尺寸为 5 μm 左右,1200 °C

时长大至 30 ~ 50 μm 。而对于奥氏体相来说,在 950 $^{\circ}\text{C}$ 变形时没有发生再结晶,只是在压缩方向上发生了拉长变形;随着变形温度的升高,奥氏体逐渐开始再结晶,1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时已经发生较为完全的再结晶,其再结晶晶粒大小约为 5 μm ,如图 4(c) 所示。因此,温度是影响奥氏体动态软化的主要因素,提高温度可促进奥氏体再结晶发生。

图 5(a)、(b) 分别为 950 $^{\circ}\text{C}$ 变形时铁素体和奥氏体亚结构形态的透射电镜 (TEM) 像。从图中可以看出,铁素体晶界平直、规则、无位错堆积,再结晶晶粒尺寸大小约为 2 ~ 5 μm ;奥氏体亚晶界上的位错墙呈平直、齐整、规则形貌 (图中箭头所示),已出现亚晶多边形化,为典型的动态回复特征。该变形条件下的组织演变与流变曲线中的“类屈服平台”相符。

2.2.2 应变速率的影响

图 4(b~e) 为 S32750 在变形温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时不同变形速率下的显微组织照片。从图 4 中可以看出,在变形温度为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 时,应变速率为影响再结晶的主要因素:应变速率为 0.1 /s 和 10 /s 时,铁素体都发生动态再结晶,再结晶晶粒尺寸随着应变速率的提高略有减小;而奥氏体在应变速率为 0.1 /s 时呈铸态组织,当速率增大至 10 /s 时,奥氏体被拉长变形,发生部分动态再结晶。

当温度升高至 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时,应变速率对再结晶影响较小。对比图 4(d) 与图 4(e),应变速率为 0.1 /s 时,奥氏体再结晶较为完全;而应变速率为 25 /s 时,奥氏体发生部分动态再结晶。图 6 分别为 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 变形后奥氏体的 TEM 像和 SEM 背散射电子相。从图 6 (a) 中可以清晰的看到奥氏体动态再结晶的晶粒,其尺寸约为 5 μm 。从图 6(b) 该变形条件下 S32750 的

背散射电子像中可以看出,奥氏体形成细小的等轴晶分布于铁素体基体上。当变形温度为 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 时,较小的应变速率可以使铁素体和奥氏体再结晶较为完全。

从 S32750 不同应变速率的变形组织中,可以得出应变分配对 S32750 热变形的影响:当应变速率小时,应变主要集中在软相铁素体上,从而使奥氏体的再结晶推迟;当应变速率较大时,应变在两相中的分配趋于均匀,两相协同变形,发生再结晶。因此在大应变速率下,超级双相不锈钢的流变曲线呈现出动态再结晶特征。

2.3 动态再结晶机制探讨

双相不锈钢在高温变形过程中的微观组织演变主要受应变分配和相界或晶界性质的影响^[12]。在铸态 S32750 中,铁素体经不同条件变形后,均发生动态再结晶且晶粒长大,而奥氏体发生动态回复或再结晶。文献[13]中关于动态再结晶的机制主要有两种:以形核长大为机制的非连续动态再结晶 (DDRX) 和以亚晶转动为机制的连续动态再结晶 (CDRX)。DDRX 具有明显的以“晶界弓出”现象以及“项链组织”为特征的形核过程^[14]。在 S32750 的组织演变中并未观察到以上两种现象,因此 DDRX 机制被排除。由图 4(b) 中奥氏体亚结构的 TEM 像中可以看出,位错排列成位错墙,形成亚晶,当变形温度升高再结晶驱动力增大时,这些亚晶界会不断吸收晶内的可动位错,导致其界面取向不断增大,从而发生 CDRX^[15]。对于奥氏体而言,有限的奥氏体晶界以及存在的大量铁素体对奥氏体内应变分配的影响是使低层错能的奥氏体发生连续动态再结晶的原因^[16]。

2.4 实践效果

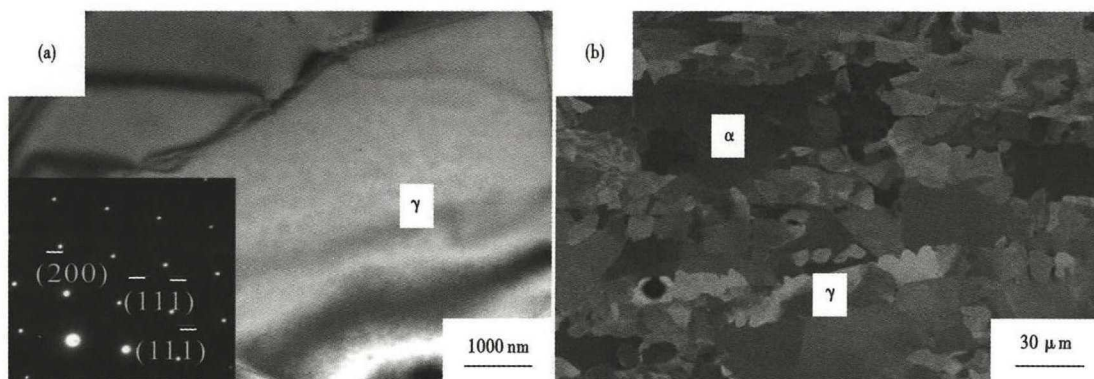


图 6 S32750 钢变形后铁素体和奥氏体的 TEM 像(a)和背散射电子像(b) $\dot{\epsilon} = 0.1 /\text{s}$, 1 200 $^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 1$

Fig. 6 TEM micrographs (a) and electron backscattering diffraction graph (b) of ferrite and austenite deformed steel S32750 $\dot{\epsilon} = 0.1 /\text{s}$, 1 200 $^{\circ}\text{C}$, $\epsilon = 1$

表 2 热轧工艺参数改进

Table 2 Improvement of hot-rolled processing parameters

热轧工艺	加热温度/℃	初轧温度/℃	压下率/%	终轧温度/℃
改进前	1 200	1 150	20	850
改进后	1 250	1 200	30	950



图 7 厚度 6.0 mm 的 S32750 钢热连轧卷板

Fig.7 Steel S32750 continuous hot-rolled plate coil with thickness of 6.0 mm

通过调整加热温度、初轧温度、分配道次压下率以及终轧温度,在热连轧成功轧制了厚度为 5.0 ~ 10.0 mm 的 S32750 热卷,最大宽度可达 1 800 mm,边部状况良好,如图 7 所示。

参考文献

- [1] Tan H, Jiang Y M, Deng B. Effect of Annealing Temperature on the Pitting Corrosion Resistance of Super duplex Stainless Steel UNS S32750 [J]. *Materials Characterization*, 2009, 60(9): 1049-1055.
- [2] Gurrappa I, Reddy C V. Characterization of Newly Developed Structural DMR-1700 Steel and Comparison with Different Steels for Chemical Applications [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 182(1): 195-204.
- [3] Lin G, Zhang Z X, Song H W, et al. Investigation of the Hot Plasticity of Duplex Stainless Steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2008, 15(6): 83-86.
- [4] Garzon C M, Tschiptschin A P. EBSD Texture Analysis of a High Temperature Gas Nitrided Duplex Stainless Steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 441(1-2): 230-236.
- [5] Gutierrez I. Duplex Stainless Steels [M]. Inc UK and USA, ISTE Ltd and John Wiley & Sons, 2009.
- [6] 童俊,傅万堂,林刚,等. 00Cr25Ni7Mo4N 超级双相不锈钢的高温变形行为 [J]. *钢铁研究学报*, 2007, 19(10): 40-45.
- [7] Chen L, Ma X C, Liu X, et al. Processing Map for Hot Working Characteristics of a Wrought 2205 Duplex Stainless Steel [J]. *Materials and Design*, 2011, 16(1-2): 1292-1299.
- [8] Fan G W, Liu J, Han P D, et al. Hot Ductility and Microstructure in Casted 2205 Duplex Stainless Steels [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 515(3): 108-115.
- [9] Momeni A, Dehghani K, Zhang X X. Mechanical and Microstructural Analysis of 2205 Duplex Stainless Steel Under Hot Working Condition [J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47, 2966-2974.
- [10] Han Y, Zou D N, Chen Z Y, et al. Investigation on Hot Deformation Behavior of 00Cr23Ni4N Duplex Stainless Steel Under Medium-high

3 结论

(1) 在变形温度为 950 ~ 1 200 ℃, 应变速率为 0.1 ~ 25 /s 条件下, 超级双相不锈钢 S32750 热变形行为受变形温度和应变速率的影响明显。在 950 ~ 1 050 ℃、0.1 /s 变形时, 流变曲线表现出不同于单相不锈钢的“类屈服平台”特征; 当变形温度为 1 100 ~ 1 200 ℃ 或应变速率为 10 /s 和 25 /s 时, 流变曲线为典型的动态再结晶特征。

(2) 铸态超级双相不锈钢 S32750 在热变形过程中, 铁素体在各变形条件下均发生动态再结晶, 其晶粒尺寸随着变形温度的升高、应变速率的降低由 5 μm 逐渐增大至 30 ~ 50 μm。

(3) 温度是影响奥氏体再结晶的主要因素。奥氏体在 950 ℃ 和 1 200 ℃ 时基本不受应变速率影响, 前者发生动态回复, 后者发生动态再结晶。而在 1 050 ℃ 时, 受应变速率影响较大: 小应变速率下 (0.1 /s) 下发生动态回复, 大应变速率下 (10 /s) 发生动态再结晶。

国家重点研发计划 (2016YFB0300201), 山西省科技重大专项 (20181101015)

Strain Rates [J]. *Materials Characterization*, 2011, 62(2): 198-203.

- [11] Duprez L, De Cooman B C, Akdut N. Flow Stress and Ductility of Duplex Stainless Steel During High-temperature Torsion Deformation [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(7): 1931-1936.
- [12] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. Microstructural Evolution During hot Deformation of Duplex Stainless Steel [J]. *Materials Science and Technology*, 2007, 23(12): 1478-1484.
- [13] Li L F, Yang W Y, Sun Z Q. Dynamic Recrystallization of Ferrite in a Low-Carbon Steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37(3): 609-619.
- [14] Guo Q M, Li D F, Peng H J, et al. Nucleation Mechanisms of Dynamic Recrystallization in Inconel 625 Superalloy Deformed with Different Strain Rates [J]. *Rare Metals*, 2012, 31(3): 215-221.
- [15] Eghbali B, Abdollah-Zadeh A, Beladi H, et al. Characterization on Ferrite Microstructure Evolution During Large Strain Warm Torsion Testing of Plain Low Carbon Steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 435-436(5): 499-504.
- [16] Cizek P, Wynne B P. A Mechanism of Ferrite Softening in a Duplex Stainless Steel Deformed in hot Torsion [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1997, 230(1-2): 88-93.

武敏 (1986-), 女, 硕士 (2011 年), 工程师 2008 年武汉大学 (本科) 毕业, 金属材料的组织及性能研究。

E-mail: wumin@ticso.com.cn

收稿日期: 2019-04-11