

应变速率对奥氏体不锈钢 Cr17Mn6Ni4Cu2N 铸坯热塑性的影响*

侯国清 朱亮 边红霞 田彦龙

(兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室 兰州 730050)

摘要 研究了应变速率对奥氏体不锈钢 Cr17Mn6Ni4Cu2N 铸坯热塑性的影响。结果表明,壳层的微观组织为 δ 铁素体树枝晶分布在奥氏体晶粒内部,提高应变速率会降低其热塑性,并使裂纹形核位置由 δ 铁素体树枝晶处变为奥氏体晶界处;在芯部铁素体分布在奥氏体晶粒内部及晶界上,提高应变速率会提高其热塑性,且裂纹的形核位置由晶界铁素体处变为晶界铁素体和奥氏体晶界处。在高应变速率下变形,铁素体和奥氏体的强度均提高,并使它们之间的强度差别减小,导致裂纹形核位置由铁素体向奥氏体晶界转移。在壳层,较高的应变速率提高了奥氏体晶界处的应力集中,导致其塑性降低;在芯部,较高的应变速率降低了铁素体处的应力集中,使其热塑性提高。

关键词 金属材料,奥氏体不锈钢,高温拉伸试验,应变速率,热塑性

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2013)01-0070-05

Influence of Strain Rate on Hot Ductility of Austenitic Stainless Steel Cr17Mn6Ni4Cu2N Slab

HOU Guoqing ZHU Liang** BIAN Hongxia TIAN Yanlong

(State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-Ferrous Metal Materials, Lanzhou University of Technology,
Lanzhou 730050)

*Supported by National Natural Science Foundation of China No.51264026.

Manuscript received December 10, 2012; in revised form December 26, 2012.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (0931)2973563, E-mail: zhul@lut.cn

ABSTRACT The influence of strain rate on the hot ductility of Cr17Mn6Ni4Cu2N has been investigated by hot tensile tests. Results show that: in slab shell, the microstructure is dendrite ferrite distributing in austenite, and reduction of area (RA) decreases as strain rate increasing from 0.1 to 10 s^{-1} , the positions of cracks nucleus are changed from δ ferrite dendrites to austenite grain boundary; in slab core, the microstructure is ferrite distributing on austenite grain boundary, and RA increases with strain rate, the positions of cracks nucleus are changed from grain boundary ferrite to the co-existence of grain boundary ferrite and austenite grain boundary. As the materials deform at higher strain rate, the strength can be improved both in austenite and ferrite, which will transfer the cracks nucleating positions from ferrite to austenite grain boundary. In shell the higher strain rate strengthens the stress concentration of austenite grain boundary, leading to the decrease of ductility; in core, the higher strain rate decreases the stress concentration of ferrite, resulting in the increase of ductility.

KEY WORDS metallic materials, austenitic stainless steel, elevated-temperature tensile test, strain rate, hot ductility

奥氏体不锈钢铸坯的热塑性直接影响热变形加工过程中缺陷的产生^[1,2]。对于常见的热变形加工,应变速率一般为 10^{-4} — 10^2 s^{-1} 。为了防止产生热变形缺陷,要求铸坯在所经历的应变速率下具有较高的塑性。关于应变速率对奥氏体不锈钢塑性的影响及

作用机理,已经有较多的研究^[3,4]。在连铸坯矫直常用的应变速率范围 10^{-4} — 10^{-1} s^{-1} 内,铸坯的塑性随着应变速率的提高而提高,因为提高应变速率使变形过程中沉淀相析出的时间和晶间裂纹联合、生长的时间变短^[5,6]。而在热轧、热锻及热拉拔常用的应变速率范围 10^{-1} — 10^2 s^{-1} 内,材料开裂的主要原因是晶界滑移和产生于三晶交点处的楔形裂纹,尽管由晶界滑移导致的变形量只占总变形量的 1%—2%^[4]。

* 国家自然科学基金 51264026 资助项目。

2012 年 12 月 10 日收到初稿; 2012 年 12 月 26 日收到修改稿。

本文联系人: 朱亮, 教授

但是,在此范围内铸坯的塑性与应变速率的关系比较复杂。例如,奥氏体不锈钢301和304的热塑性随着应变速率的提高而提高^[7-9],316和317的热塑性却随着应变速率的提高而降低^[7-9],而改变应变速率对304H的热塑性没有明显的影响^[10]。提高变形过程中的应变速率会减少由晶界滑移导致的应变量并促进动态再结晶,进而提高其塑性^[9]。但是较高的应变速率导致晶界或相界等较弱位置处应力集中加强,使裂纹快速形核而引起塑性降低^[9]。同时,在此应变速率范围内铸态奥氏体不锈钢中 δ 铁素体的形态、含量及分布等对热塑性也有较大的影响。网状分布的 δ 铁素体会显著降低不锈钢的塑性;但是以板条状、薄片状或颗粒状均匀分布的铁素体与奥氏体基体间具有很高的连贯性,不会降低材料的热塑性^[11]。如果高氮低镍奥氏体不锈钢中 δ 铁素体的含量不超过15%,则不会降低其热塑性^[12];但是,304和低镍奥氏体不锈钢中2%的 δ 铁素体就导致其热塑性降低^[13,14]。

已有的研究表明,在奥氏体不锈钢铸坯中不同位置的微观组织存在差异,但是在已有的研究铸坯热塑性报道中没有指出在铸坯的什么位置截取拉伸试样^[5-8,10]。本文在奥氏体不锈钢Cr17Mn6Ni4Cu2N铸坯壳层和芯部截取高温拉伸试样,研究应变速率对不同微观组织的塑性和裂纹形核位置的影响。

1 实验方法

采用AOD+LF精炼工艺冶炼实验用Cr17Mn6Ni4Cu2N奥氏体不锈钢,通过立弯式连铸工艺制备铸坯。铸坯厚220 mm,宽1260 mm。其化学成分(质量分数,%)为:17.19Cr, 3.7Ni, 5.62Mn, 2.00Cu, 0.45Si, 0.14N, 0.07C, 0.026P, 0.004S, Fe余量。在铸坯窄面壳层及芯部制取拉伸试样及金相观察试样,试样在铸坯中的位置如图1所示。试样的

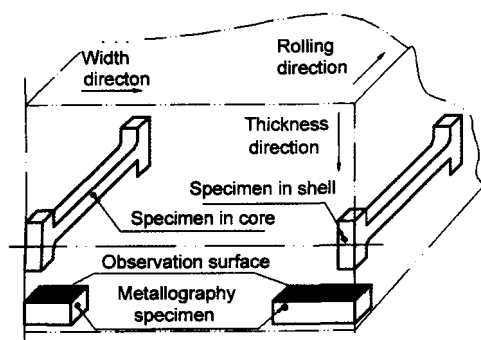


图1 拉伸及金相观察试样的取样位置

Fig.1 Positions of tensile and metallography specimens in slab

总长为46 mm,中间平行段长度为26 mm,两端圆弧的半径为5 mm。每个试样的厚度为5 mm。

在Thermorestor-W型热模拟试验机上进行高温拉伸试验。R型热电偶直接点焊在试样的中间部位。整个试样放在高频感应加热线圈内,以保证试样温度的均匀性。变形温度的范围为1000—1300 °C,温度间隔为50 °C。试验时,将试样以10 °C s⁻¹的速度加热到1250 °C保温120 s,然后以10 °C s⁻¹的速度冷却或加热至变形温度,在恒定的应变速率下拉伸试样直至断裂,应变速率分别为0.1、1和10 s⁻¹。试验完成后迅速对试样喷水冷却以保留高温时的微观组织。测量拉伸断裂后的试样的断面面积,得到试样的断面收缩率。沿拉伸方向的中心线将断裂后的试样剖开,剖面经研磨抛光后利用电解的方式进行腐蚀。用光学显微镜观察剖面中残留裂纹所处的位置及形态,用SEM电镜观察断口的形貌。

2 结果与讨论

图2给出了Cr17Mn6Ni4Cu2N铸坯壳层及芯部的原始微观组织。可以看到,在壳层中,其微观组织由柱状的奥氏体基体和残留的树枝状 δ 铁素体组成,即一个柱状奥氏体晶粒内包含一个或多个取向一致的树枝状的 δ 铁素体;在芯部则是粗大的奥氏体柱状晶,残留的 δ 铁素体以胞状或条状分布在奥氏体晶粒

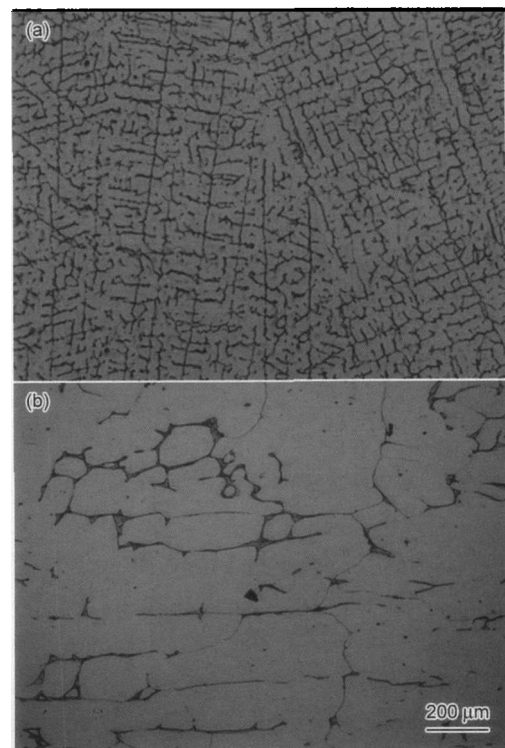


图2 铸坯的原始微观组织

Fig.2 Microstructure in slab shell (a) and slab core(b)

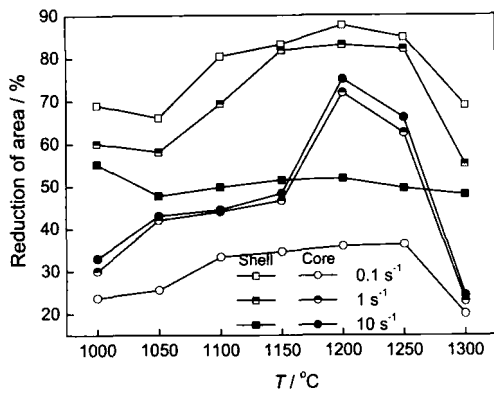


图3 Cr17Mn6Ni4Cu2N的热塑性曲线

Fig.3 Hot ductility curves of Cr17Mn6Ni4Cu2N

内部及晶界上。图3给出了不同应变速率下壳层和芯部试样的断面收缩率与变形温度的关系。可以看到,在各变形温度下当应变速率为 0.1 s^{-1} 时,壳层试样的断面收缩率均比芯部试样高50%以上;提高应变速率降低壳层试样的断面收缩率,但提高芯部的断面收缩率,同时减小壳层与芯部之间的差值。

可根据拉断试样中残留裂纹所处的位置和形态分析变形过程中裂纹的形核位置及演变过程。宏观裂纹的形成是变形过程中微裂纹增殖扩展的结果,因此残留裂纹所处的位置就是变形时裂纹形核的位置。观察所有拉伸断裂试样的微观组织,发现在 $1000\text{--}1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内,在铸坯壳层,当 $\dot{\epsilon}=0.1$ 和 1 s^{-1} 时残留裂纹处于 δ 铁素体树枝晶的枝干处,如图4a和4b所示; $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$ 时残留裂纹主要在奥氏体晶界处,如图4c所示,同时也存在少量 δ 铁素体树枝晶枝干处开裂的情况。在铸坯芯部, $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$ 时残留裂纹在晶界铁素体处,如图5a所示;在 $\dot{\epsilon}=1$ 和 10 s^{-1} 时同时存在在奥氏体晶界和晶界铁素体处开裂的情况,但以晶界铁素体处为主,如图5b和5c所示。图6给出了 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 应变速率分别为 0.1 和 10 s^{-1} 时壳层试样的断口形貌。可以看出,在低应变速率时,裂纹明显是沿着 δ 铁素体树枝晶的枝干增殖扩展的;而在高应变速率时,裂纹则是沿着奥氏体晶界增殖扩展的。也就是说,在低应变速率的条件下变形时壳层试样裂纹的形核位置处于树枝状 δ 铁素体处,提高应变速率会使裂纹的形核位置变为奥氏体晶界处。在铸坯芯部,提高应变速率使得裂纹的形核位置由晶界铁素体处向奥氏体晶界和晶界铁素体处共存转变。

综上所述,在低应变速率时壳层试样的塑性高于芯部;提高变形过程中的应变速率会降低壳层的热塑性,且使裂纹的形核位置由树枝状 δ 铁素体处变为奥氏体柱状晶晶界处;而在提高变形过程中铸坯

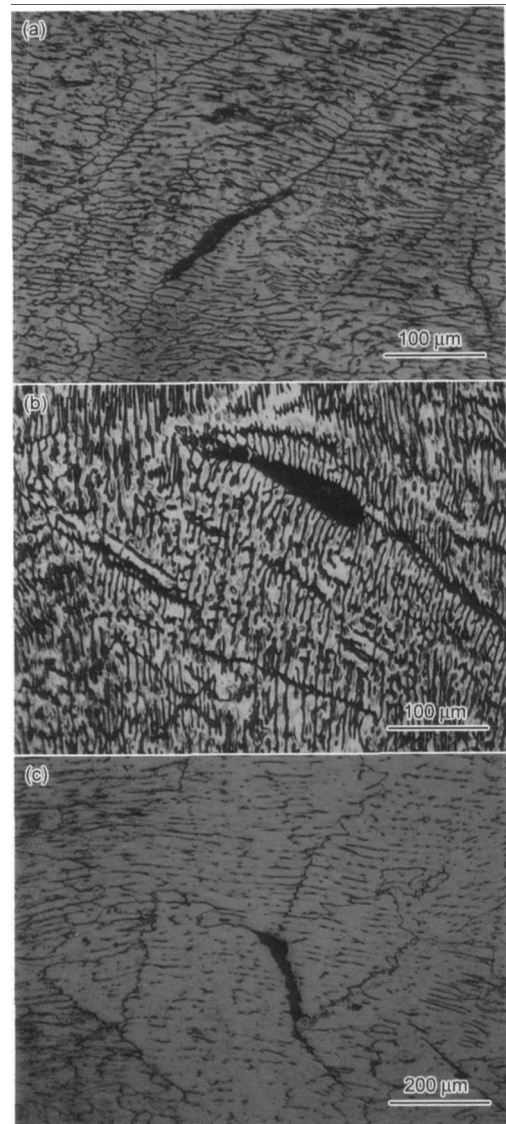


图4 Cr15Mn9Cu2NiN铸坯壳层 $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同应变速率拉断试样残留裂纹的形态

Fig.4 Residual cracks in fractured specimens in slab shell at $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) $\dot{\epsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=1\text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=10\text{ s}^{-1}$

芯的应变速率会提高其热塑性,裂纹的形核位置由晶界铁素体处向奥氏体晶界和晶界铁素体处共存转变。

在铸坯壳层,其微观组织为 δ 铁素体以树枝状分布在奥氏体晶粒内部,当在低应变速率的条件下变形时其屈服强度较低,奥氏体晶粒容易发生塑性变形且各晶粒间的变形协调能力较强。当奥氏体晶粒的塑性变形进行到一定程度时,处于晶粒内部的树枝状 δ 铁素体才开始变形。随着变形的进行,铁素体和奥氏体之间的强度差异使在奥氏体晶粒内部的树枝状 δ 铁素体上产生应变集中。当变形量超出铁素体的承受能力时,微裂纹在铁素体处形核^[15,16]。随着变形的继续进行,这些微裂纹沿着树枝状铁素体增殖、扩展进而导致材料的断裂。但是,这种在奥氏

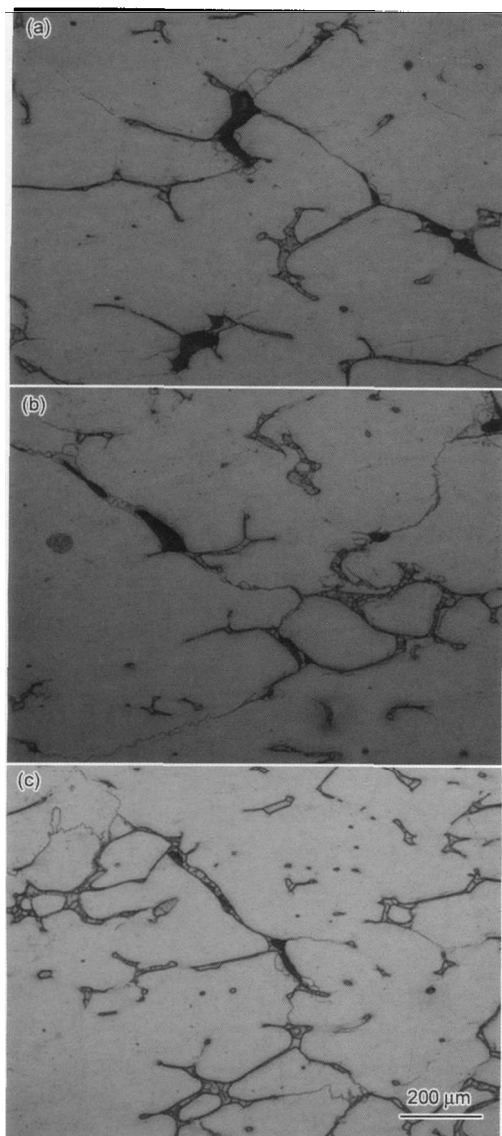


图5 Cr15Mn9Cu2NiN 铸坯芯部 1100 °C 不同应变速率拉断试样残留裂纹的形态

Fig.5 Residual cracks in fractured specimens in slab core at 1100 °C (a) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=1 \text{ s}^{-1}$, (c) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

体晶粒内部 δ 铁素体处开裂的情况是在变形进行到一定程度时才发生的。因此,在低应变速率时壳层的热塑性较高。

在铸坯芯部,其微观组织为铁素体分布在奥氏体晶界及晶粒内部。当芯部试样在低应变速率条件下变形时,由于奥氏体与铁素体之间的强度差别比较明显,在变形的初期应变迅速集中在奥氏体晶界处的铁素体上,导致在铁素体和奥氏体处产生的变形不协调,即铁素体处经历的变形量较大,而奥氏体的变形量较小。其结果是在奥氏体与铁素体的相界面处产生滑移,当两相间的滑移变形量超出奥氏体/铁素体相界的承受能力时裂纹在相界面处形核。因此,在低应变速率时芯部的塑性较低。

与低应变速率时相比,当试样在高应变速率下

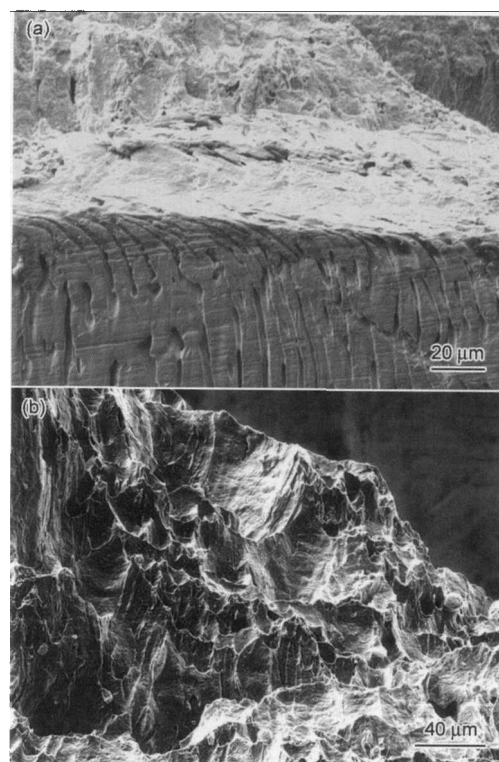


图6 壳层试样 1100 °C 时的断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies in slab shell at 1100 °C (a) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$, (b) $\dot{\epsilon}=10 \text{ s}^{-1}$

变形时,在奥氏体和铁素体内部产生更高密度的位错以维持所施加的应变速率^[17]。当位错运动到奥氏体/铁素体相界时产生塞积,并钉扎住铁素体和奥氏体内部的滑移系,使铁素体和奥氏体的强度明显升高^[18],导致其很难进行塑性变形。同时,在铸坯微观组织中存在大量的奥氏体/铁素体相界,在高应变速率条件下变形时这些相界变成位错源而产生大量的位错^[19,20],这些位错塞积在奥氏体/铁素体相界附近,进一步提高奥氏体和铁素体的强度,且使它们之间的强度差别减小,进而降低 δ 铁素体处的应力集中作用。因此,在高应变速率条件下变形时,芯部试样的热塑性提高。同时,高应变速率使芯部试样在变形过程中较薄弱的位置由单独的晶界铁素体处变为奥氏体晶界和晶界铁素体处共存,导致裂纹同时在奥氏体晶界及晶界铁素体处形核。但是,在铸坯壳层中奥氏体强度的提高导致其难以进行塑性变形,并使晶粒的变形协调能力降低,且使晶界滑移引起的变形量占总变形量的比重增加^[4]。这些因素使奥氏体晶界处成为薄弱环节,较小的变形量就导致裂纹在奥氏体晶界面处形核,进而降低壳层的塑性。

3 结 论

1. 奥氏体不锈钢 Cr17Mn6Ni4Cu2N 铸坯,应变

速率为 0.1 s^{-1} 时在各变形温度下其壳层的断面收缩率均比芯部的高; 在铸坯壳层, 提高应变速率使其热塑性逐渐降低, 且使裂纹的形核位置由 δ 铁素体树枝晶处变为柱状奥氏体晶界处。在铸坯芯部, 提高变形过程的应变速率会提高其热塑性, 且裂纹的形核位置由晶界铁素体处变为奥氏体晶界和晶界铁素体处共存。

2. 在高应变速率条件下变形时铁素体和奥氏体的强度均提高, 并使它们之间的强度差别减小, 导致裂纹形核位置由铁素体向奥氏体晶界转变。在壳层, 高的应变速率提高了奥氏体晶界处的应力集中, 导致其塑性降低; 在芯部, 高的应变速率降低了铁素体处的应力集中, 使热塑性提高。

参考文献

- 1 F. Tehovnik, F. Vodopivec, L. Kosec, Hot ductility of austenitic stainless steel with a solidification structure, *Materiali in Tehnologije*, **40**(4), 129(2006)
- 2 M. H. Parsa, M. N. Ahmadabadi, H. Shirazi, Evaluation of microstructure change and hot workability of high nickel high strength steel using wedge test, *Journal of Materials Processing Technology*, **199**(1-3), 304(2008)
- 3 S. Grobeiber, S. Ilie, C. Poletti, Influence of strain rate on hot ductility of a V-Microalloyed steel slab, *Steel Research International*, **83**(5), 445(2012)
- 4 H. J. McQUEEN, Elevated-temperature deformation at forming rates of 10^{-2} to 10^2 s^{-1} , *Metallurgical and Materials Transactions A*, **33**(2), 345(2002)
- 5 B. Mintz, M. Shaker, D. N. Crowther, Hot ductility of an austenitic and a ferritic stainless steel, *Materials Science and Technology*, **13**(3), 243(1997)
- 6 B. Mintz, A. Cowley, R. Abushusha, Hot ductility curve of an austenitic stainless steel and importance of dynamic recrystallization in determining ductility recovery at high temperature, *Materials Science and Technology*, **15**(10), 1179(1999)
- 7 N. D. Ryan, H. J. McQueen, Comparison of dynamic softening in 301, 304, 316 and 317 stainless steels, *High Temperature Technology*, **8**(3), 185(1990)
- 8 N. D. Ryan, H. J. McQueen, J. J. Jonas, The deformation behavior of types 304, 316, and 317 austenitic stainless steels during hot torsion, *Canadian Metallurgical Quarterly*, **22**(3), 369(1983)
- 9 H. J. McQueen, S. Yue, N. D. Ryan, Fry, Hot working characteristics of steels in austenitic state, *Journal of Materials Processing Technology*, **53**(1-2), 293(1995)
- 10 S. P. Tan, Z. H. Wang, S. C. Cheng, Processing maps and hot workability of Super304H austenitic heat-resistant stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, **517**(1-2), 312(2009)
- 11 P. Bilmes, A. Gonzalez, C. Llorente, M. Solari, Effect of δ ferrite solidification morphology of austenitic stainless steel weld metal on properties of welded joints, *Welding International*, **10**(10), 797(1996)
- 12 A. D. Schino, J. M. Kenny, M. G. Mecozzi, Development of high nitrogen-low nickel-18%Cr austenitic stainless steels, *Journal of Materials Science*, **35**(19), 4803(2000)
- 13 J. N. Tarboton, L. M. Matthews, A. Sutcliffe, The hot workability of Cromanite, a high nitrogen austenitic stainless steel, *Materials Science Forum*, **318-320**, 777(1999)
- 14 F. Czerwinski, J. Y. Cho, The edge-cracking of AISI 304 stainless steel during hot-rolling, *Journal of Materials Science*, **34**(19), 4727(1999)
- 15 Z. H. Wang, W. T. Fu, S. H. Sun, Effect of preheating temperature on surface cracking of high nitrogen CrMn austenitic stainless steel, *Journal of Materials Science and Technology*, **26**(9), 798(2010)
- 16 A. Pinol-Juez, A. Iza-Mendia, I. Gutierrez, δ/γ interface boundary sliding as a mechanism for strain accommodation during hot deformation in a duplex stainless steel, *Metallurgical and Materials Transaction A*, **31**(6), 1671(2000)
- 17 D. Jorge-Badiola, A. Iza-Mendia, Study by EBSD of the development of the substructure in a hot deformed 304 stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, **394**(1-2), 445(2005)
- 18 REN Jianbin, SONG Zhigang, ZHENG Wenjie, XIANG Jinzhong, Hot deformation behavior of super austenitic stainless steel 254SMo, *Journal of Iron and Steel Research*, **24**(5), 41(2012) (任建斌, 宋志刚, 郑文杰, 项金钟, 254SMo 超级奥氏体不锈钢的热变形行为, *钢铁研究学报*, **24**(5), 41(2012))
- 19 C. M. Martin, R. N. Eric, L. B. Elliot, K. George, Hot working and recrystallization of as-cast 316L, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **34**(8), 1683(2003)
- 20 C. M. Martin, R. N. Eric, L. B. Elliot, K. George, Hot working and recrystallization of as-cast 317L, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **34**(12), 3021(2003)