

含磷低硅 TRIP 钢快速退火组织演变行为研究

陈 蓬, 沈春豫, 许云波, 王国栋

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

[摘要] 通过实验室热处理模拟实验,对含磷低硅 transformation induced plasticity (TRIP) 钢快速退火过程中各个阶段的组织演变行为进行研究,主要研究了不同退火温度对各个阶段组织组成的影响。通过添加 P 元素降低钢中的 Si 含量,可改善表面质量,解决镀锌问题,且 P 价格低廉,成本降低。结果表明:最终组织中的铁素体量降低,贝氏体和马氏体混合物的量增加。经 X 射线衍射 (XRD) 分析可知,残余奥氏体量增加,由 750 °C 退火时的 12.7 % 增加至 790 °C 退火时的 14.9 %。

[关键词] 汽车钢; TRIP 钢; 低硅; 快速退火; 组织演变

[中图分类号] TG142.1 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1009-1742(2014)01-0048-06

1 前言

目前,世界范围内的环境、商业和研究机构均已进行减少温室气体、控制地球变暖的研究。在汽车钢板研究领域,可通过减轻车身重量来降低 CO₂ 排放、提高燃油效率,生产环境友好型汽车^[1-7]。实现车身减重的主要措施是优化结构和应用新材料新工艺,高强钢的使用就是其中一个主要措施。作为高强钢的一种,具有良好强塑性组合的 transformation induced plasticity (TRIP) 钢目前国内外大量用于生产汽车板和其他汽车零部件。TRIP 良好的性能得益于其优良的组织匹配,典型 TRIP 钢的显微组织为铁素体、贝氏体和残余奥氏体,室温下一定量的残余奥氏体变形时发生形变诱导马氏体相变,即 TRIP 效应,铁素体延性较好,容易吸收因残余奥氏体向马氏体转变引起的体积膨胀,对 TRIP 效应有

较好的辅助作用,贝氏体主要是对强度起作用。

本研究中,把含磷低硅的 TRIP 钢作为研究对象。P 元素的强化效果好,价格低廉,可降低渗碳体析出动力学,抑制渗碳体析出,利于奥氏体的保留,可替代 Si,解决生产过程中的镀锌问题^[8,9]。已有研究表明,添加 0.1 % (质量分数) 的 P 将会使铁素体的强度增加约 75 MPa。对含磷低硅 TRIP 钢在快速退火过程中的组织演变行为进行研究,分析其各阶段的组织演变行为,对实际生产中的工艺制定具有一定的指导意义。

2 实验材料及方法

实验采用材料为本钢真空炉冶炼的 130 kg 钢锭,化学成分为 Fe-0.2C-0.5Si-1.8Mn-0.08P-0.2V。钢锭加热至 1 200 °C,锻造为 60 mm×60 mm×800 mm 的板料随后空冷,在实验室 450 mm 二辊可

[收稿日期] 2013-10-09

[基金项目] 国家自然科学基金资助项目(51174059, U1260204); 国家重点基础研究发展计划“973 计划”(2011CB606306); 中央高校基本科研业务费项目(N110407003, N120607001)

[作者简介] 王国栋, 1942 年出生, 男, 辽宁大连市人, 中国工程院院士, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为金属材料高质量低成本轧制过程; E-mail: wanggd@mail.neu.edu.cn
陈 蓬, 1988 年出生, 女, 河北乐亭县人, 东北大学博士研究生, 研究方向为钢铁材料设计、组织演变、工艺设计; E-mail: abcpowers@126.com

逆轧机上进行轧制。在 900~1 100 °C 温度区间进行轧制,将板料轧制至约 4 mm 厚,空冷至室温。热轧板经酸洗后冷轧,轧制至约 1 mm 厚,为便于轧制,轧制道次间进行退火处理。将冷轧板料加工成 100 mm×20 mm 的试样用于热模拟实验。

利用热力学软件 Thermocalc 结合 TCFE6 数据库(TCS Steel/Fe-Alloy Database)对平衡状态下的相变温度 A_{c1} 、 A_{c3} 进行计算。在相变仪上以 0.05 °C/s 加热速率加热,测定其 A_{c1} 、 A_{c3} 温度,用于临界区温度的确定。

在 MMS-300 热模拟试验机上进行热处理模拟实验,实验工艺如图 1 所示。热处理实验分为三个阶段:第一阶段为快速加热至临界区温度,随后淬火;第二阶段为在临界区温度等温一段时间后淬火;第三阶段为临界区等温后以 40 °C/s 的冷速冷至 400 °C,等温 180 s 后空冷至室温。

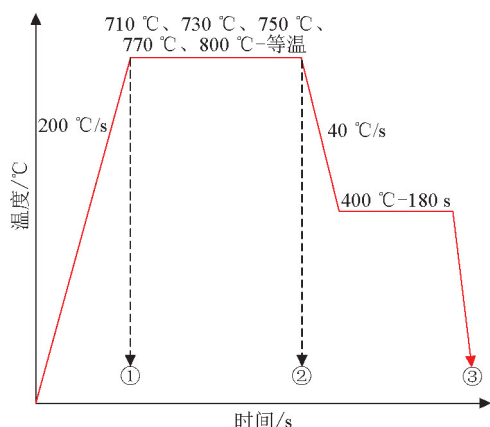


图 1 实验工艺
Fig.1 The schematic illustration of experimental technology

在热处理后试样的热电偶附近取样,经研磨抛光后,用 4% 的硝酸酒精腐蚀,在场发射电子探针显

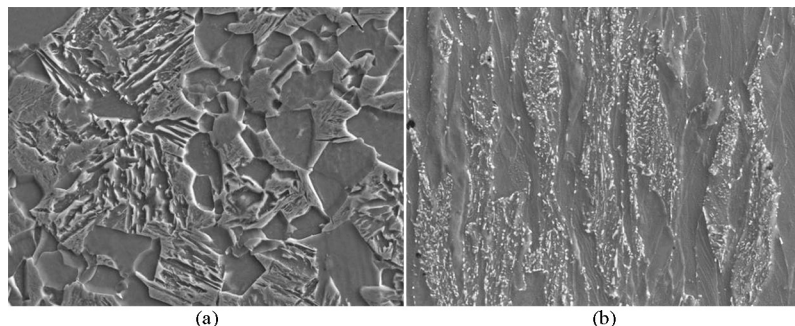


图 2 初始组织
Fig.2 Initial microstructure

微分析仪(JEOL JXA-8530F)的电子显微镜下进行高倍观察。取 12 mm×12 mm 的试样,经 $C_2H_5OH:H_2O:HClO_4 = 13:2:1$ 的电解液,在 20 V 的电压下电解抛光去表面应力后,进行 X 射线衍射分析。采用日本理学 D/max 2400 射线衍射仪,阳极靶为铜靶(50 kV, 180 mA)辐射, 2θ 角的范围为 $40^\circ \sim 120^\circ$,利用 Rietveld 方法对数据进行分析与处理^[10-12]。

3 实验结果及讨论

热轧初始组织如图 2a 所示,为铁素体、贝氏体和马氏体组织,铁素体含量约 44%。经冷轧后,由于回火过程,马氏体分解,碳化物析出,组织主要为带状的铁素体和碳化物,如图 2b 所示。利用热力学软件 Thermocalc 结合 TCFE6 数据库(TCS Steel/Fe-Alloy Database)对平衡相含量计算(图 3a 为热力学计算结果,图 3b 为加热过程的膨胀曲线),得到 A_{c1} 温度为 670 °C, A_{c3} 温度为 835 °C。将实验钢加工成 $\phi 3 \times 10$ mm 的相变仪试样,以 0.05 °C/s 的加热速率加热,测定其膨胀曲线,确定其 A_{c1} 温度为 676 °C, A_{c3} 温度为 852 °C,稍高于计算值。加热速度越大,相变温度越高,因此本研究选取的临界区等温温度从 710 °C 开始。加热速度的增大,会提高加热过程再结晶的开始温度,扩大再结晶温度范围,最终使得再结晶晶粒尺寸减小。再结晶晶粒尺寸的减小受形核速率和长大速率的控制。快速加热时,在形核初期没有足够的时间发生回复,因而再结晶温度被推迟到相对高的温度。快速加热时因为要在有限的时间内要求达到可观的形核量,所以在较高的再结晶温度下增加了形核率,结果使得晶粒尺寸更为细小^[13,14]。因此本研究采用 200 °C/s 的加热速率以获得较小的晶粒尺寸。

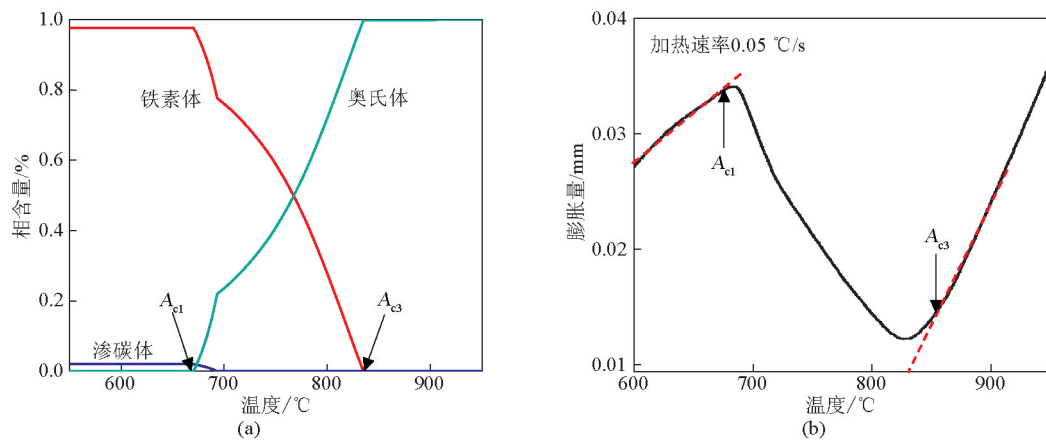


图3 相变点温度的确定

Fig.3 The estimation of transformation temperature

3.1 第一阶段

TRIP钢在加热过程中会发生铁素体的再结晶、渗碳体的溶解和奥氏体的相变^[5]。热处理的第一阶段为加热至不同临界区温度,加热速率为200 °C/s。加热后的淬火组织如图4所示。加热至710 °C时(见图4a),奥氏体相变还未明显发生,较快的加热速度,使得奥氏体化温度升高,显微组织仍为冷轧的带状组织。加热至730 °C时(见图4b)可发现已有少量奥氏体相变发生,呈尺寸小于0.5 μm的小块

状。加热至750 °C时(见图4c),相变量明显增多,加热时形成的奥氏体尺寸变大,经观察可发现,奥氏体主要在晶界处形核,晶界处更容易满足奥氏体形核所要求的能量和元素浓度。加热至770 °C时(见图4d),形成的奥氏体量已达到约38%。加热至800 °C时(见图4e),大部分组织已相变为奥氏体。实际生产中,绝大多数奥氏体是在连续加热过程中形成的,奥氏体的形成需要吸收相变潜热,加热速度越大,奥氏体形成温度范围则越向高温推移。

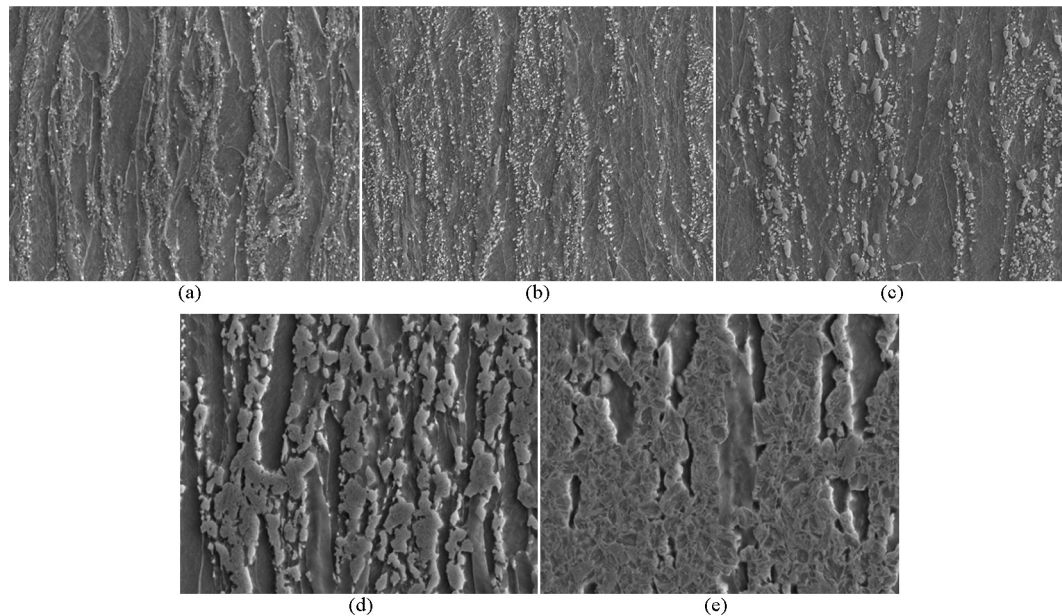


图4 第一阶段热处理显微组织

Fig.4 Microstructure of the first stage heat treatment

3.2 第二阶段

热处理的第二阶段为以200 °C/s的加热速度加

热至临界区温度后等温一定时间。等温后的淬火组织如图5所示。710 °C等温300 s后(见图5a),有

约 2.8 % 的奥氏体生成, 仍有大量的碳化物未溶解。730 °C 等温 300 s 后(见图 5b), 奥氏体晶粒长大, 奥氏体生成量增加至约 4.2 %, 未溶解的碳化物量减少。由于等温温度升高, 相变驱动力的增大使形核功减小, 元素的扩散速度加快, 且奥氏体形核所需的碳浓度起伏减小, 均利于提高奥氏体的形核率, 同时奥氏体的形成速度也相应增加, 使得温度

升高后, 奥氏体的生成量增加, 晶粒变大。当等温温度升高至 750 °C 时, 等温 300 s 后(见图 5c), 奥氏体量迅速增加至约 40 %, 碳化物完全溶解, 淬火后的组织主要由铁素体和马氏体组成。然而等温温度升高至 770 °C 后, 等温 30 s 后(见图 5d), 奥氏体量即可达到约 73 %。随等温温度升高, 碳化物逐渐消失, 奥氏体晶粒尺寸变大, 奥氏体含量增多。

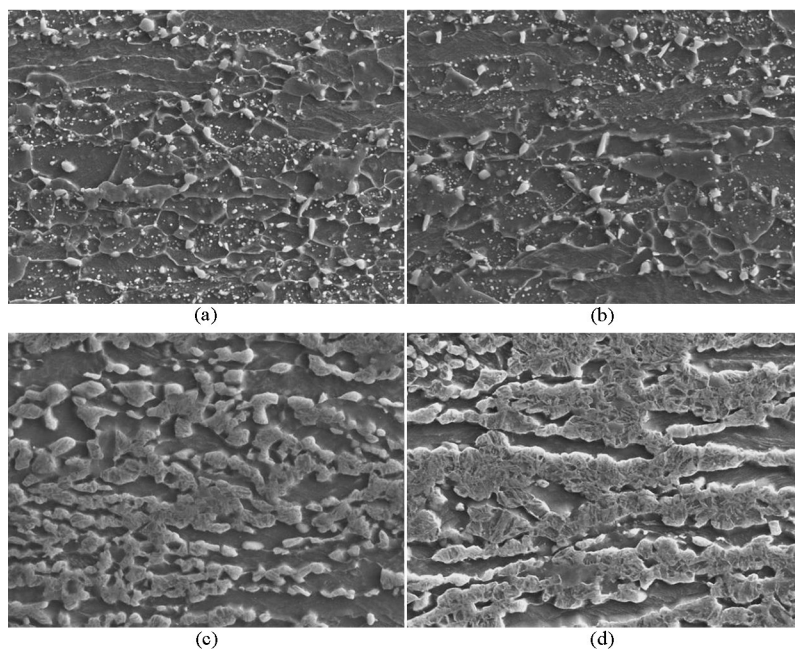


图5 第二阶段热处理显微组织

Fig.5 Microstructure of the second stage heat treatment

3.3 第三阶段

由前两个阶段结果分析可知, 750 °C 等温即可有较多奥氏体相变发生, 因此选择 750 °C、770 °C、790 °C 等温 60 s 后快冷至 400 °C 等温, 不稳定的奥氏体发生贝氏体相变, 由于贝氏体相变是“半扩散相变”, 即只有碳原子扩散, 而铁原子及其他替换元素的原子已经难以扩散, 因此在贝氏体相变过程, 奥氏体中富碳, 稳定性增强, 降低抑制其在随后冷却过程中发生马氏体相变。随后冷至室温, 稳定的奥氏体在室温下保留, 若奥氏体中碳含量低, 稳定性差, 在此冷却过程中会发生马氏体相变。

临界区等温后快冷至贝氏体区等温, 其显微组织如图 6 所示, 主要由铁素体、贝氏体、马氏体和残余奥氏体组成。临界区等温温度为 750 °C 时(见图 6a), 最终组织中的铁素体含量为 57 %, 残余奥氏体含量约为 12.7 %, 其余为贝氏体和马氏体。当等温温度升高至 770 °C(见图 6b)以后, 等温过程中形成的奥氏体量增多, 奥氏体中富集的碳含量相应降

低, 奥氏体稳定性降低, 在随后的贝氏体等温及冷却过程中, 更易发生贝氏体相变, 铁素体量降低为 35 %, 残余奥氏体含量为 13.9 %。当临界区等温温度升高至 790 °C 时(见图 6c), 最终组织主要为贝氏体和马氏体, 只有 22 % 铁素体和 14.9 % 残余奥氏体。随着临界区等温温度升高, 最终组织中的铁素体量降低, 贝氏体和马氏体混合物的量增加。

3.4 X 射线衍射(XRD)分析

采用日本理学 D/max 2400 射线衍射仪对不同临界区温度退火后 400 °C 等温试样的残余奥氏体量进行测定, 利用 Rietveld 方法对数据进行分析与处理。图 7a 为 X 射线衍射实验结果, 利用 X 射线衍射分析软件进行寻峰处理, 并计算衍射峰积分强度, 选择奥氏体的 {220}、{311} 衍射线以及铁素体的 {211} 衍射线, 利用残余奥氏体含量公式进行计算

$$V_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (1)$$

式(1)中, V_{γ} 是残余奥氏体的体积分数; I_{γ} 是奥氏体

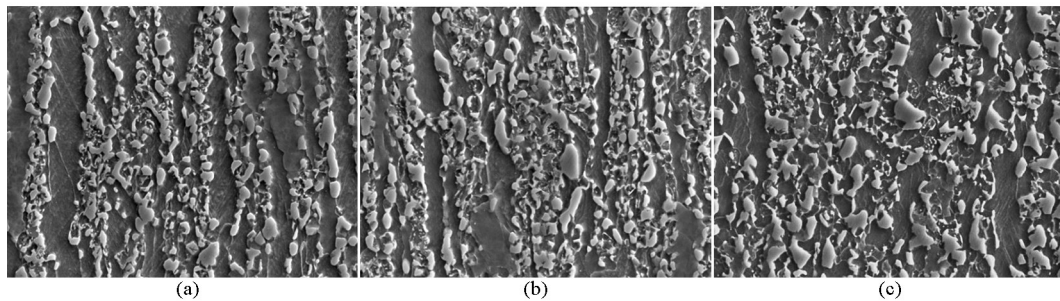


图6 第三阶段热处理显微组织
Fig.6 Microstructure of the third stage heat treatment

{220}、{311}晶面衍射峰的平均积分强度； I_{α} 是铁素体{211}晶面衍射峰的积分强度。计算所得的残余奥氏体含量如图7b所示，随退火温度升高，残余奥氏体含量从750℃退火时的12.7%增大至790℃退

火时的14.9%。这是因为在较高的退火温度等温时形成的奥氏体量较多，发生贝氏体相变后，经过二次富碳过程，残余较多的奥氏体。

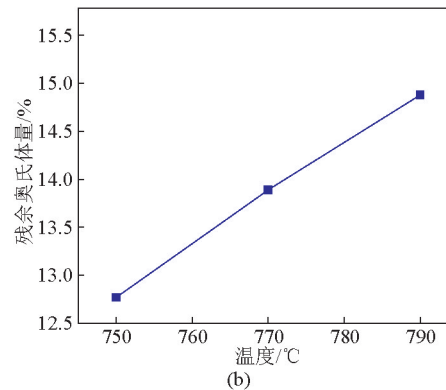
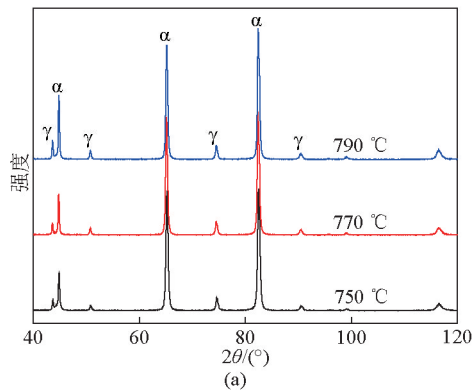


图7 X射线衍射分析
Fig.7 X-ray diffraction analysis

4 结语

快速加热至临界区温度，随后淬火，随加热温度升高，碳化物逐渐溶解，奥氏体相变量逐渐增大，加热至770℃时，形成的奥氏体量已达到约38%。

临界区温度等温一段时间后淬火，在不同临界区温度等温，随等温温度升高，碳化物逐渐消失，奥氏体晶粒尺寸变大，奥氏体含量增多，770℃等温30s，奥氏体量即可达到约73%。

临界区等温后以40℃/s的冷速冷至400℃，等温180s后空冷至室温，随着临界区等温温度升高，最终组织中的铁素体量降低，贝氏体和马氏体混合物的量增加。经X射线衍射分析可知，残余奥氏体量也增加。

参考文献

- [1] Sipos K, Remy L, Pineau A. Influence of austenite predeformation on mechanical properties and strain-induced martensitic transformations of a high manganese steel [J]. Metallurgical Transactions A, 1976, 7(5): 857-864.
- [2] Remy L, Pineau A. Twinning and strain-induced FCC→HCP transformation in the Fe-Mn-Cr-C system [J]. Materials Science and Engineering, 1977, 28(1): 99-107.
- [3] Bouaziz O, Guelton N. Modelling of TWIP effect on work-hardening [J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319: 246-249.
- [4] Frommeyer G, Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels [J]. Steel research international, 2006, 77(9-10): 627-633.
- [5] Han S Y, Shin S Y, Lee S, et al. Fracture mechanisms of cold-rolled light-weight steel plates containing different carbon content [J]. Korean Journal of Metals and Materials, 2010, 48(5): 377-386.
- [6] Choi B W, Seo D H, Jang J. A nanoindentation study on the micro-mechanical characteristics of API X100 pipeline steel [J]. Met-

- als and Materials International, 2009, 15(3):373-378.
- [7] Kimura Y, Handa K, Hayashi K, et al. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)-Al-C alloys in the Fe-Mn-Al-C quaternary system [J]. Intermetallics, 2004, 12(6):607-617.
- [8] De Cooman B C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3-4):285-303.
- [9] De Meyer M, Vanderschueren D, De Cooman B C. The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels [J]. ISIJ International, 1999, 39(8):813-822.
- [10] Hill R J, Howard C J. Quantitative phase analysis from neutron powder diffraction data using the Rietveld method [J]. Journal of Applied Crystallography, 1987, 20(6):467-474.
- [11] Rietveld H M. Line profiles of neutron powder diffraction peaks for structure refinement [J]. Acta Cryst, 1967, 22(1):151-152.
- [12] Rietveld H M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structure [J]. Journal of Applied Crystallography, 1969, 2(2):65-71.
- [13] Ray R K, Jonas J J, Hook R E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(4):129-172.
- [14] Chowdhury S G, Pereloma E V, Santos D B. Evolution of texture at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel: Effect of heating rate [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 480:540-548.
- [15] Jacques P J. Transformation-induced plasticity for high strength formable steels [J]. Current Opinion in Solid State & Materials Science, 2004, 8(3-4):285.

The research on fast annealing microstructure evolution of low silicon TRIP steel with phosphorus

Chen Peng, Shen Chunyu, Xu Yunbo, Wang Guodong

(The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

[Abstract] The low silicon transformation induced plasticity (TRIP) steel with phosphorus addition at every stage of fast annealing process has been studied by heat treatment experiment at lab. The effects of annealing temperatures on microstructure constitute at every stage are mainly studied. The addition of low price element phosphorus can reduce silicon content, improve surface quality, solve galvanizing problem and reduce costs. Results show that the ferrite content decrease, and the mixture of bainite and martensite content increase at final microstructure. By X-ray diffraction (XRD) analysis, the retained austenite content increases from 12.7% at 750 °C annealing to 14.9% at 790 °C.

[Key words] automobile steel; TRIP steel; low silicon; fast annealing; microstructure evolution