

doi:10.3969/j.issn.1673-9833.2019.03.014

微合金化热轧低硅多相钢的组织与性能

郑东升, 蹇海根, 王生朝, 欧玲, 孙斌

(湖南工业大学 冶金与材料工程学院, 湖南 株洲 412007)

摘要: 为了开发微合金化热轧低硅多相钢, 在不含替代硅的合金元素的化学成分设计基础上, 通过热轧实验研究了终冷温度对显微组织和力学性能的影响。结果表明, 终冷温度从 420 °C 升高到 500 °C, 均可得到多相组织, 其中残余奥氏体量增加了 6.5%, 马氏体消失, 组织中出现大量的贝氏体。当实验钢的轧制工艺参数和开冷温度相近时, 组织中的铁素体量、铁素体平均晶粒尺寸大致相同, 终冷温度对其硬相特性以及残余奥氏体的分布有很大影响。终冷温度为 470 °C 时, 硬相特性及残余奥氏体的分布匹配良好, 其屈服强度、延伸率、强塑积分别达到 460 MPa、31.3% 和 21 754 MPa·%。

关键词: 微合金钢; 热轧多相钢; 硅; 终冷温度; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1673-9833(2019)03-0088-07

引文格式: 郑东升, 蹇海根, 王生朝, 等. 微合金化热轧低硅多相钢的组织与性能 [J]. 湖南工业大学学报, 2019, 33(3): 88-94.

Microstructure and Properties of Micro-Alloyed Hot Rolled Low Silicon Multi-Phase Steels

ZHENG Dongsheng, JIAN Haigen, WANG Shengzhao, OU Ling, SUN Bin

(College of Metallurgy and Material Engineering, Hunan University of Technology, Zhuzhou Hunan 412007, China)

Abstract: To develop micro-alloyed hot rolled low silicon multiphase steels, on the basis of chemical composition design without alternative alloying elements, an investigation has been made of the effect of final cooling temperature on the microstructure and mechanical properties by hot rolling experiment. The results show that multiphase microstructure can be obtained with the final cooling temperature increasing from 420 °C to 500 °C. The amount of retained austenite increases by 6.5% with the martensite disappearing and a large number of bainites appearing in the structure. When there is a similarity between the rolling process parameters and open cooling temperature, the amount of ferrite and the average grain size of ferrite tend to be the same in the structure, with the final cooling temperature exerting a great influence on the hardness and distribution of retained austenite. When the final cooling temperature reaches 470 °C, the hard phase characteristics and the distribution of retained austenite are well matched, with its corresponding yield strength, elongation and the product of strength and elongation being 460 MPa, 31.3% and 21 754 MPa·%, respectively.

Keywords: micro-alloyed steel; hot-rolled multiphase steel; Si; final cooling temperature; microstructure; mechanical property

0 引言

众所周知, 多相钢由铁素体、贝氏体以及一定

量残余奥氏体的多相组织组成。在塑性变形过程中, 亚稳态残余奥氏体转变为马氏体, 增强了局部应变硬化, 延迟了颈缩的开始, 从而导致优良的强度、塑性

收稿日期: 2018-05-21

作者简介: 郑东升 (1982-), 男, 山西朔州人, 湖南工业大学讲师, 博士, 主要研究方向为钢种开发及其组织性能, E-mail: dongsheng210@163.com

组合^[1-3]。由于优异的性能组合, 多相钢被广泛应用于汽车行业和工程结构中。

由于硅对奥氏体的残留有有益的作用, 传统多相钢含有高浓度的硅。但是, 高含量硅会导致钢板表面质量差、涂镀性差^[4-5]。已有的研究集中在冷轧和热轧多相钢中其他合金元素对硅的替代^[6-9], 而对于没有替代合金元素的低硅多相钢的研究较少。因此, 本文主要是在没有替代硅的合金元素基础上开发微合金化热轧低硅多相钢, 并且研究不同冷却工艺参数条件下实验钢的组织 and 力学性能。

2 实验过程

实验钢经真空感应炉熔炼成 150 kg 钢锭, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 实验钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of the experimental steels

元素	C	Si	Mn	Nb
质量分数 /%	0.14	0.97	1.39	<0.030
元素	Ti	Al	S	P
质量分数 /%	<0.030	0.04	0.002	0.009

先将钢锭锻造后切成小块的钢坯, 然后在箱式电阻炉中加热到 1 200 °C, 保温 2 h, 出炉后在实验轧机上轧制成 14 mm 厚度的钢板, 终轧温度为 830 °C。轧制结束后, 空冷到 680 °C, 然后立即进行超快冷, 水冷冷速为 50~60 °C/s, 终冷温度为 400~500 °C。接下来, 将钢板放入石棉箱中缓冷至室温, 以模拟卷取过程。终冷温度为 420, 440, 470, 500 °C 的钢板分别用 C1、C2、C3 和 C4 标记。热机械工艺示意图如图 1 所示。

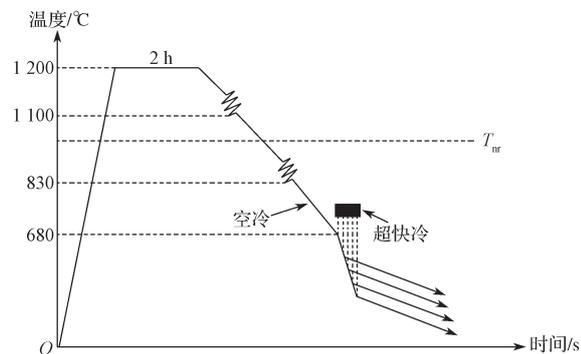


图 1 热机械工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the thermomechanical process

沿钢板轧制方向切取样条, 按 GB/T 228.1—2010 加工拉伸试样。利用 5105-SANS 微机控制电子万能实验机测定实验钢的力学性能。在钢板切取纵截面金相试样, 研磨、抛光后先用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀, 经水冲洗后, 再用体积分数为 10% 的

焦亚硫酸钠溶液腐蚀^[10]。在 LEICA Q550IW 光学显微镜和 QUANTA 600 扫描电子显微镜上对显微组织进行观察, 采用面积分数法测定组织中的铁素体量和残余奥氏体量, 采用线性截距法测定铁素体晶粒尺寸。利用线切割机在金相试样上切取薄片, 双面磨制到 50 μm 厚度后冲孔, 经体积分数为 8% 的高氯酸酒精溶液双喷后制得薄膜试样, 在 FEI Tecnai G² F20 透射电子显微镜下分析其精细组织结构。

根据修正的 Miller 方法^[11], 借助 PANALYTICAL PM3040/60 型 X 射线衍射仪 (XRD, Co K_α 射线) 测定钢中的残余奥氏体含量。残余奥氏体的体积分数由铁素体衍射峰和奥氏体衍射峰的积分强度计算:

$$V_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}}$$

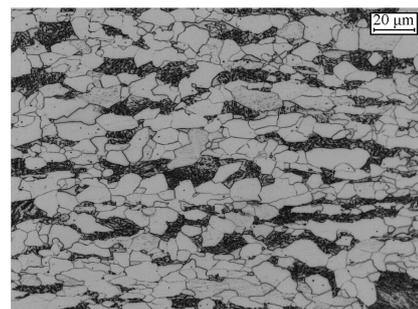
式中: I_{γ} 为衍射峰 (220)_γ 和 (311)_γ 的平均积分强度; I_{α} 为衍射峰 (211)_α 的积分强度。

残余奥氏体中的碳浓度由 $C_{\gamma} = (a_{\gamma} - 3.578) / 0.033$ 来计算^[12]。其中 a_{γ} 为衍射峰 (220)_γ 的晶格常数。

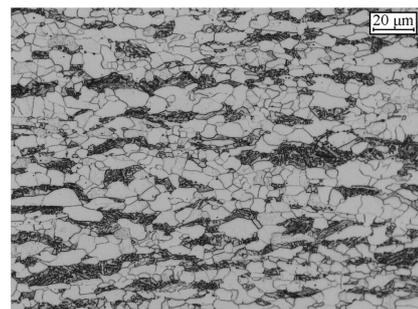
2 实验结果

2.1 显微组织

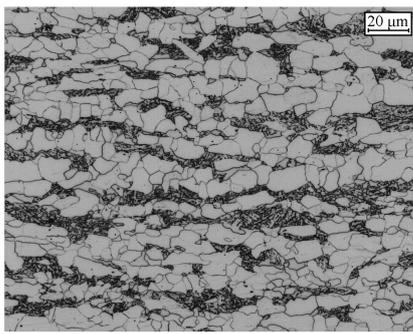
图 2 为体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀实验钢的光学显微组织图。由图可看出实验钢在不同终冷温度下的铁素体平均晶粒尺寸均为 10.9 μm 左右, 组织中的铁素体体积分数均为 56.3% 左右。同时, 组织中的残余奥氏体难以分辨。



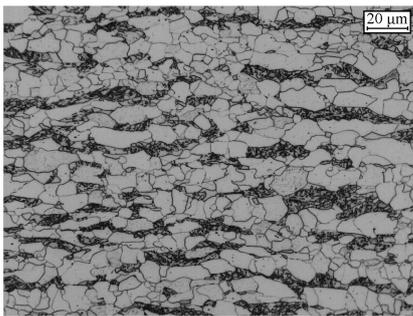
a) C1



b) C2



c) C3

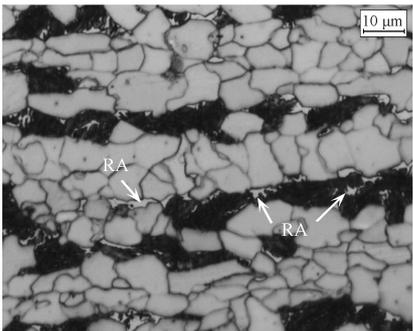


d) C4

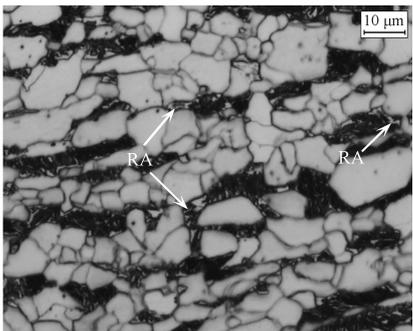
图2 体积分数为4%的硝酸酒精溶液腐蚀的实验钢光学显微组织照片

Fig. 2 Optical micrographs of the experimental steels etched by 4% alcohol nitrate solution

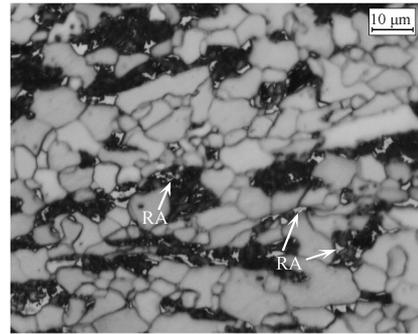
采用体积分数为10%的焦亚硫酸钠溶液腐蚀实验钢，其光学显微组织如图3所示。图中可见，组织中残余奥氏体呈白色，铁素体呈灰色，贝氏体和马氏体呈黑色。



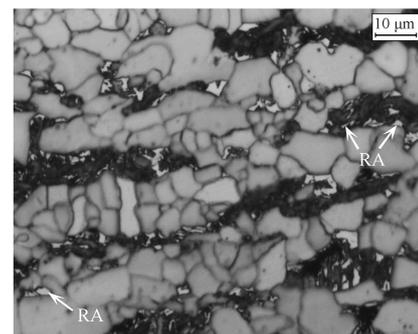
a) C1



b) C2



c) C3

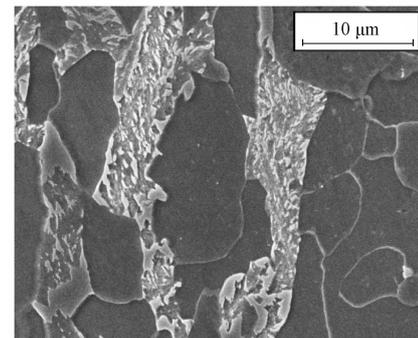


d) C4

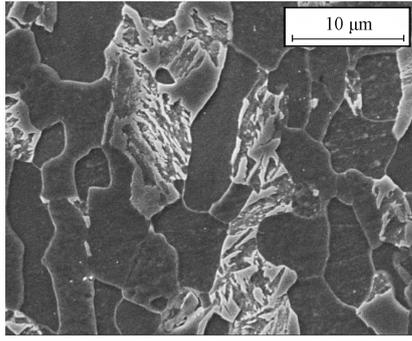
图3 体积分数为10%焦亚硫酸钠溶液腐蚀的实验钢光学显微照片

Fig. 3 Optical micrographs of the experimental steels etched by 10% sodium metabisulfite solution

在光学显微镜下，采用面积法测得C1、C2、C3、C4钢的残余奥氏体体积分数分别为4%、5%、9%、10.5%。图4显示了C1钢和C2钢的扫描电镜显微照片，在这2个试样中均可以找到马氏体。当终冷温度为420℃时，显微组织由铁素体、马氏体及极少量残余奥氏体组成，残余奥氏体位于马氏体内部、铁素体与马氏体交界处以及铁素体晶粒之间；当终冷温度为440℃时，组织中还有少量块状马氏体存在；终冷温度为470℃时，硬质相为贝氏体和残余奥氏体；而当终冷温度为500℃时，残余奥氏体的尺寸较大，块状残余奥氏体占多数。表2给出了4种钢各相的含量及铁素体晶粒尺寸。



a) C1



b) C2

图4 C1、C2钢的扫描电镜显微照片

Fig. 4 Scanning electron micrographs of steels C1 and C2

表2 实验钢显微组织中各相含量及铁素体平均晶粒尺寸

Table 2 Content of each phase and average grain size of ferrite in the microstructure of the experimental steels

钢号	各相质量分数 /%				铁素体平均晶粒尺寸 / μm
	铁素体	贝氏体	残余奥氏体	马氏体	
C1	55.4	-	4.0	40.6	10.7
C2	57.4	26.3	5.0	11.3	11.0
C3	56.3	34.7	9.0	-	10.9
C4	55.6	33.9	10.5	-	11.1

图5为C3钢的X射线衍射图。

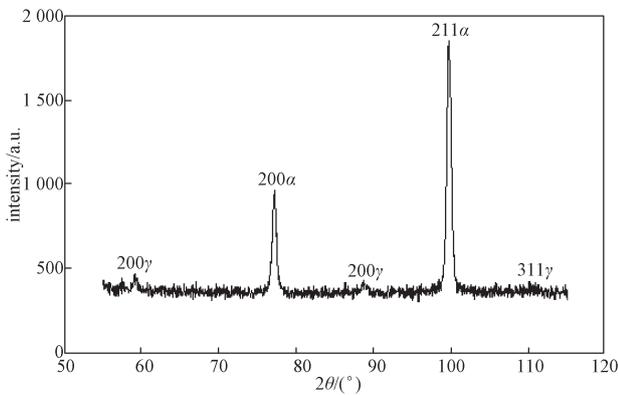
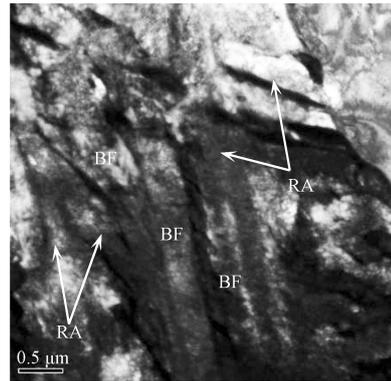


图5 C3钢的X射线衍射图

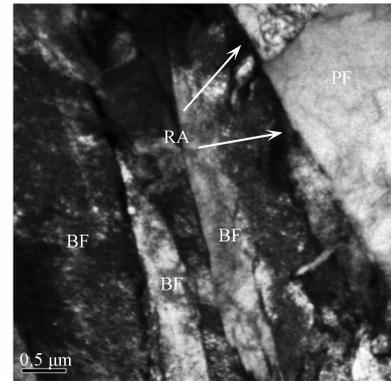
Fig. 5 XRD pattern of steel C3

从图5奥氏体衍射峰可以看出, C3钢中含有残余奥氏体。经计算, 组织中的残余奥氏体量及其碳质量分数分别为9.20%, 1.13%。采用Miller方法计算残余奥氏体量, 所得结果与面积法确定的结果相近。

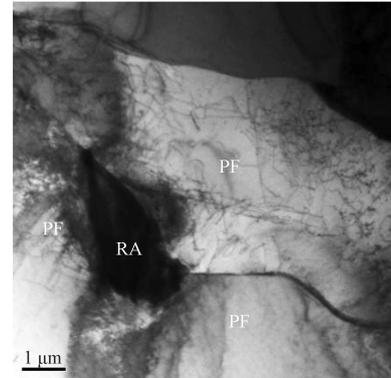
C3钢中的残余奥氏体在透射电镜下的形貌如图6所示。由图6所示显微照片可以看出, C3钢中残余奥氏体呈膜状或块状, 分布在贝氏体铁素体板条之间、贝氏体铁素体板条和铁素体晶粒交界处以及铁素体晶粒之间。



a) 形貌1



a) 形貌2



c) 形貌3

图6 C3钢的透射电镜显微照片

Fig. 6 TEM micrographs of steel C3

2.2 力学性能

图7所示为实验所得C3钢的力学性能随终冷温度的变化曲线。由图可知, 对于实验钢, 随着终冷温度的升高, 其屈服强度先增大后减小, 抗拉强度则逐渐减小。当终冷温度为470℃时, C3钢的屈服强度达到最大值, 为460MPa, 其延伸率和强塑积也呈现出先增大后减小的变论趋势; 当终冷温度为470℃时, C3钢的延伸率、强塑积分别达到最大值, 为31.3%和21754MPa·%。

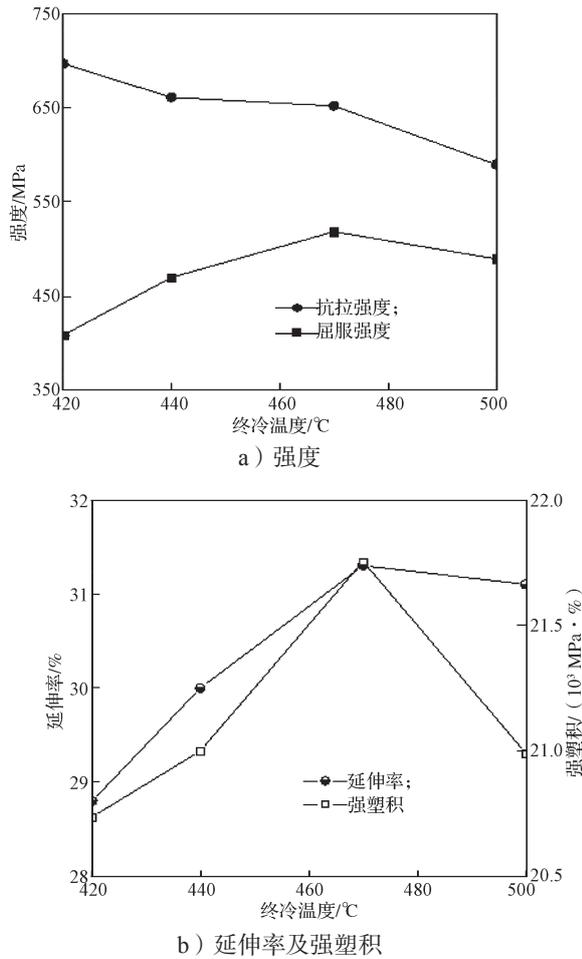


图7 力学性能随终冷温度变化曲线

Fig. 7 Curve chart of the mechanical properties with the final cooling temperature

3 讨论

3.1 微合金化热轧低硅多相钢的组织研究

图8为热模拟试样在1100℃进行20%压缩变形、在850℃进行40%压缩变形后测定的连续冷却转变曲线。

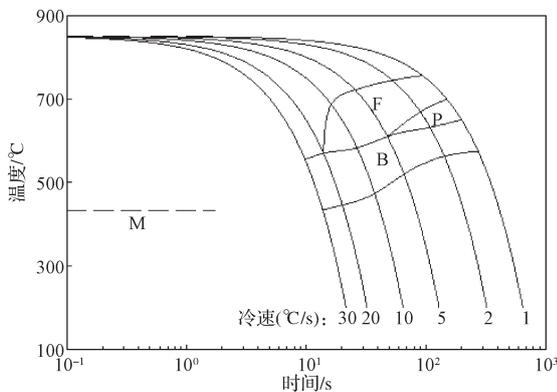
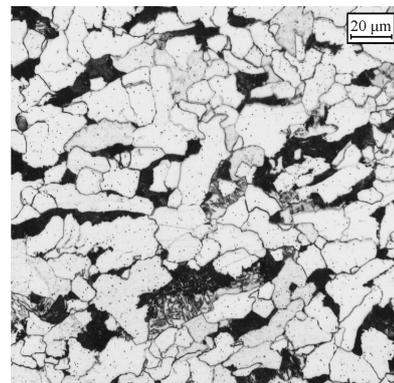


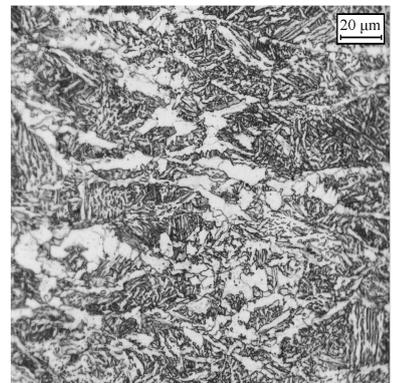
图8 热模拟试样的连续冷却转变曲线

Fig. 8 Continuous cooling transformation curves of the thermal simulated samples

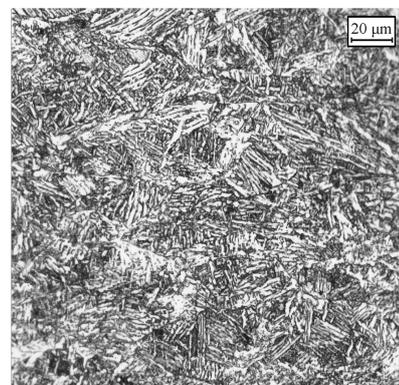
根据图8所示曲线可知,在慢冷条件下,珠光体相变开始温度为670℃。因此,热机械工艺中的开冷温度制定为680℃,组织中未出现珠光体(如图2),在实验钢空冷过程中,形成大量多边形铁素体,未转变奥氏体富碳。随后的超快冷抑制了多边形铁素体的进一步形成,促进了贝氏体相变或马氏体。根据经验公式^[13],实验钢的马氏体相变开始温度为446℃。因此,终冷温度为420℃或440℃时,组织中形成马氏体。终冷温度为470℃或500℃时,组织中硬相为贝氏体和残余奥氏体,没有马氏体出现。图9为热模拟试样以不同冷却速率冷却时的显微组织。



a) 1°C/s



b) 10°C/s



c) 30°C/s

图9 以不同冷却速率冷却的试样光学显微照片
Fig. 9 Optical micrographs of the samples cooled at different cooling rates

由图9可以看出, 冷却速率较小时, 组织由多边形铁素体、珠光体和少量贝氏体组成; 冷却速率为 $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 铁素体晶粒在原始奥氏体晶界处析出, 组织中的贝氏体量增加; 冷却速率增大到 $20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 仿晶界铁素体消失, 组织为单一的贝氏体; 当冷却速率达到 $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 贝氏体铁素体板条变得更为细小。

3.2 组织和力学性能的关系

如上所述, 对于4种钢, 除了终冷温度之外, 工艺参数相似。在这些钢的显微组织中, 铁素体量大致相同, 铁素体的平均晶粒尺寸相近。因此, 其力学性能的差异取决于硬质相的特性。

就C1钢和C2钢而言, 在应变条件下, 马氏体硬相可以促进软相铁素体基体中新的可动位错形成, 并降低屈服强度^[14]。此外, 由于2种钢的残余奥氏体含量低, 相变诱导塑性效应不明显。因此, 它们的屈服强度相对较低。与C1钢、C2钢相比, C3钢和C4钢均含有更高的残余奥氏体量, 变形过程中, 更多的残余奥氏体转变为马氏体, 导致产生位错, 增加了流变应力^[15]。C4钢与C3钢具有相近的残余奥氏体含量, 但其屈服强度较低。这可能与它的形态、碳浓度以及残余奥氏体与贝氏体铁素体板条的相互作用有关, 导致残余奥氏体更稳定。

C1钢含有最多的马氏体, 抗拉强度最高。同C1钢相比, C2钢的抗拉强度由于组织中贝氏体的形成而降低。C3钢和C4钢中残余奥氏体的含量接近, 但前者的抗拉强度较高。这是由于拉伸应变过程中更多的残余奥氏体转变为马氏体所致。

对于热轧多相钢, 延伸率和强塑积取决于组织中的残余奥氏体量及残余奥氏体转变率。C1钢、C2钢中的残余奥氏体量均在5%以下, TRIP效应较弱, 延伸率和强塑积均较低。由于较为明显的TRIP效应, C3钢表现出最佳的延伸率和强塑积。C4钢中的残余奥氏体较为稳定, 残余奥氏体转变率低, 其延伸率和强塑积比C3钢的低。

4 结论

1) 通过微合金化、低硅合金设计以及基于轧后超快冷的冷却工艺, 开发了含有多边形铁素体、贝氏体、马氏体和残余奥氏体的热轧多相钢。终冷温度从 $420\text{ }^{\circ}\text{C}$ 提高到 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, 残余奥氏体量增加了6.5%, 马氏体消失, 组织中出现了大量贝氏体。

2) 当轧制工艺参数和开冷温度相近时, 实验钢组织中的铁素体量、铁素体平均晶粒尺寸大致相同, 终冷温度对其硬相特性以及残余奥氏体的分布有很大影响。

3) 随着终冷温度升高, 微合金化热轧低硅多相钢的抗拉强度逐渐降低, 屈服强度、延伸率以及强塑积均先增大, 而后减小。终冷温度为 $470\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 屈服强度、延伸率和强塑积分别达到 460 MPa 、 31.3% 和 $21\ 754\text{ MPa}\cdot\%$ 最大值。

参考文献:

- [1] HANZAKI A Z, HODGSON P D, YUE S. Retained Austenite Characteristics in Thermomechanically Processed Si-Mn Transformation-Induced Plasticity Steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28(11): 2405-2414.
- [2] MOHAMADIZADEH A, ZAREI-HANZAKI A, MEHTONEN S, et al. Effect of Intercritical Thermomechanical Processing on Austenite Retention and Mechanical Properties in a Multiphase TRIP-Assisted Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(1): 436-449.
- [3] HAJIANNIA I, SHAMANIAN M, ATAPOUR M, et al. Development of Ultrahigh Strength TRIP Steel Containing High Volume Fraction of Martensite and Study of the Microstructure and Tensile Behavior[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2018, 71(6): 1363-1370.
- [4] SLYCKEN J, VERLEYSSEN P, DEGRIECK J, et al. The Effect of Silicon, Aluminium and Phosphor on the Dynamic Behavior and Phenomenological Modelling of Multiphase TRIP Steels[J]. Metals and Materials International, 2007, 13(2): 93-101.
- [5] LIM N, PARK H, KIM S, et al. Effects of Aluminum on the Microstructure and Phase Transformation of TRIP Steels[J]. Metals and Materials International, 2012, 18(4): 647-654.
- [6] WANG C, DING H, ZHANG J, et al. Effect of Partial Replacement of Si with Al on the Microstructures and Mechanical Properties of 1000 MPa TRIP Steels[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(11): 3896-3906.
- [7] SUH D W, PARK S J, LEE T H, et al. Influence of Al on the Microstructural Evolution and Mechanical Behavior of Low-Carbon, Manganese Transformation-Induced-Plasticity Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(2): 397-408.
- [8] ALHARBI F, GAZDER A A, KOSTRYZHEV A, et al. The Effect of Processing Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Low-Si Transformation-Induced Plasticity Steels[J]. Journal of Materials Science, 2014, 49(7): 2960-2974.
- [9] RANJAN R, BELADI H, SINGH S B, et al. Thermo-

Mechanical Processing of TRIP-Aided Steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46(7): 3232-3247.

[10] LEE C G, KIM S J, LEE T H, et al. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Formability in a 0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP-Aided Cold-Rolled Steel Sheet[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1/2): 16-23.

[11] RYU H B, SPEER J G, WISE J P. Effect of Thermomechanical Processing on the Retained Austenite Content in a Si-Mn Transformation-Induced-Plasticity Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(9): 2811-2816.

[12] JACQUES P J, GIRAULT E, HARLET P, et al. The Developments of Cold-Rolled TRIP-Assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-Assisted Multiphase Steels[J]. ISIJ International, 2001, 41(9): 1061-1067.

[13] TAMURA I. Strength of Steels[M]. Tokyo: Nikkan-Kogyo Shinbun, 1970: 40-41.

[14] TIMOKHINA I B, HODGSON P D, PERELOMA E V. Effect of Deformation Schedule on the Microstructure and Mechanical Properties of a Thermomechanically Processed C-Mn-Si Transformation-Induced Plasticity Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(8): 1599-1609.

[15] CHEN H C, ERA H, SHIMIZU M. Effect of Phosphorus on the Formation of Retained Austenite and Mechanical Properties in Si-Containing Low-Carbon Steel Sheet[J]. Metallurgical Transactions A, 1989, 20(3): 437-445.

(责任编辑: 申 剑)



(上接第 45 页)

[8] 吴 俊, 丁玉成, 丁冠西. 微网超级电容器储能系统的滑膜控制策略研究 [J]. 传感器与微系统, 2017, 36(7): 26-28.
WU Jun, DING Yucheng, DING Guangxi. Research on Sliding Mode Control Strategy for Micro Network Super Capacitor Energy Storage System[J]. Transducer and Microsystem Technologies, 2017, 36(7): 26-28.

[9] 叶玉凤, 张会林, 张志宇, 等. 微电网中超级电容器储能系统的仿真研究 [J]. 电子测量技术, 2017, 40(7): 26-30.
YE Yufeng, ZHANG Huilin, ZHANG Zhiyu, et al. Simulation Study on Super Capacitor Energy Storage System in Microgrid[J]. Electronic Measurement Technology, 2017, 40(7): 26-30.

[10] 冯兴田, 万满满, 韩立博, 等. 基于储能的双向 DC/DC 变换器电源系统控制策略 [J]. 电力电子技术, 2017, 51(7): 8-10, 19.
FENG Xingtian, WAN Manman, HAN Libo, et al. Control Strategy for Bidirectional DC/DC Converter Source System Based on Energy Storage[J]. Power Electronics, 2017, 51(7): 8-10, 19.

[11] 李军徽, 蒋 莲, 李翠萍, 等. 用于超级电容器储能系统变流器的控制策略设计 [J]. 东北电力大学学报, 2017, 37(4): 32-38.
LI Junhui, JIANG Lian, LI Cuiping, et al. Control Strategy Designed for Converter of Super Capacitor Energy Storage System[J]. Journal of Northeast China Institute of Electric Power Engineering, 2017, 37(4): 32-38.

(责任编辑: 申 剑)