

纳米贝氏体的热力学分析及强韧化研究

智超^{1,2)}, 赵爱民^{1,2,3)}✉, 何建国^{1,2)}, 赵复庆^{1,2)}, 车英建^{1,2)}

1) 北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083 2) 北京科技大学现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083

3) 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: aimin.zhao@ustb.edu.cn

摘 要 针对目前高碳高硅低温贝氏体(纳米结构贝氏体)相变速度缓慢的现状,采用贝氏体相变热力学理论分析主要合金元素对低温贝氏体相变驱动力的影响,设计了新型纳米结构贝氏体钢成分 0.83C-2.44Si-0.43Mn-0.73Al。利用膨胀仪研究该成分贝氏体钢在不同温度下的相变整体动力学,综合使用扫描电子显微镜、X 射线衍射、电子背散射衍射等方法研究热处理工艺对实验钢组织和力学性能的影响。结果表明,350℃等温转变贝氏体的抗拉强度为 1401 MPa,延伸率为 42.21%,强塑积可达 59136 MPa·%,在室温拉伸过程中发生明显的相变诱导塑性效应;230℃等温转变组织中贝氏体铁素体片层厚度小于 100 nm,抗拉强度达 2169 MPa。

关键词 贝氏体钢; 纳米结构材料; 力学性能研究; 热力学分析

分类号 TG142.2

Thermodynamic analysis and strength-toughness research of nanobainite

ZHI Chao^{1,2)}, ZHAO Ai-min^{1,2,3)}✉, HE Jian-guo^{1,2)}, ZHAO Fu-qing^{1,2)}, CHE Ying-jian^{1,2)}

1) Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Beijing Laboratory for Modern Transportation Advanced Metal Materials and Processing Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

3) Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: aimin.zhao@ustb.edu.cn

ABSTRACT In view of slow phase transformation rate in high-carbon, silicon-rich and low-alloy bainite steel (nanostructured bainite steel), the effects of alloy elements on the overall kinetics of low temperature bainite phase transformation were analyzed by using the thermodynamic theory of bainite phase transformation, and a composition of 0.83C-2.44Si-0.43Mn-0.73Al (mass fraction, %) was designed to develop a novel nanostructured bainitic steel. The overall phase transformation kinetics of this new designed nanobainitic steel at different temperatures were investigated by dilatometry. The effects of heat treatment parameters on the microstructure and mechanical properties were analyzed by scanning electron microscopy, X-ray diffraction and electron backscatter diffraction. It is found that the nanobainitic steel, which exhibited excellent mechanical properties with an ultimate tensile strength of 1401 MPa, a total elongation rate of 42.21% and a strength and ductility product of 59136 MPa·%, can be obtained by austempering at 350℃. In addition, transformation-induced plasticity (TRIP) effect appears during tensile testing at room temperature. When austempered at 230℃, the nanobainitic steel has a finer microstructure with the thickness of bainite ferrite laths less than 100 nm, and its tensile strength can reach up to 2169 MPa.

KEY WORDS bainitic steel; nanostructured materials; mechanical properties investigation; thermodynamic analysis

收稿日期: 2015-05-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271035)

2001年西班牙的Caballero和剑桥大学Bhadeshia教授基于相变强化理论设计了一种新型高强度贝氏体钢,即纳米结构贝氏体钢的雏形^[1-2]. 2002年,Bhadeshia团队用Fe-0.79C-1.59Si-1.94Mn-1.33Cr-0.30Mo-0.02Ni-0.11V合金,在200℃等温5d获得抗压强度高达2.5GPa的纳米结构贝氏体组织^[3]. 该组织实质为无碳化物贝氏体,其中贝氏体铁素体片层厚度均小于50nm(20~40nm),硬度超过600HV^[4].

2004—2007年之间,关于纳米结构贝氏体钢的主要研究工作集中于组织与性能、相变加速手段及低碳成分纳米结构贝氏体钢的开发^[5-9]. 研究发现,纳米贝氏体钢的超高强度源自显微组织的超细化(尺度效应)和贝氏体铁素体中过饱和碳原子^[10]. 添加Co和Al可有效缩短贝氏体等温相变时间^[11]. 由于除碳以外的合金元素均同时降低贝氏体转变(Bs)温度与马氏体转变(Ms)温度,无法使二者温度分离,最终要么得到马氏体组织,要么贝氏体片层厚度超过200nm^[12-13],因此到目前为止未见有利用低碳合金成功制备出纳米贝氏体组织的报道. 综上所述,研究合金元素对高碳硅纳米结构贝氏体相变驱动力的影响,从而合理优化合金成分,加速低温纳米结构贝氏体等温相变,是将纳米结构贝氏体进行商业化生产的关键.

本文利用超组元模型及修正后的KRC和LFG热力学模型计算低温贝氏体相变驱动力,确定高碳硅成分合金低温等温相变机制,从而选择合适的热力学模型分析合金元素对低温贝氏体相变驱动力的影响. 基于理论分析设计相变速度更快的新成分纳米结构贝氏体钢,系统研究贝氏体区等温温度对新成分纳米结构贝氏体钢组织及力学性能的影响,特别是通过电子背散射衍射手段深入研究拉伸过程中新成分纳米结构贝氏体的强韧化机理.

1 热力学分析与成分设计

研究指出贝氏体相变可以在过冷奥氏体的贫碳区以切变方式形核^[14]. 对于本文所述高碳合金钢,低温等温时碳原子向晶界扩散而发生微观偏析形成贫碳区. 特别是奥氏体中位错和碳原子引起的畸变应力场之间的相互作用稳定了贫碳区^[15]. 贝氏体在贫碳区形核的热力学模型为^[16]

$$\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}} = \Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \gamma''} + \Delta G^{\gamma \rightarrow \text{BF}} = \\ (1 - x_d) \Delta G_s^{\gamma \rightarrow \alpha} + RT \left[x_d \ln \frac{a_C^\gamma |_{x_\gamma} \cdot a_C^{\text{BF}} |_{x_d}}{(a_C^\gamma |_{x_d})^2} + \right. \\ \left. (1 - x_d) \ln \frac{a_S^\gamma |_{x_\gamma} \cdot a_S^{\text{BF}} |_{x_d}}{(a_S^\gamma |_{x_d})^2} \right].$$

式中 $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ 为生成贝氏体铁素体的自由能, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma' + \gamma''}$

为形成贫碳区和富碳区所需的自由能改变量, $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ 为贫碳区生成贝氏体铁素体的自由能, $\Delta G_s^{\gamma \rightarrow \alpha}$ 为利用超组元模型计算的Fe-C-X合金中形成纯铁的自由能, γ 表示原始奥氏体, γ' 和 γ'' 分别表示奥氏体中贫碳区和富碳区,贫碳区中碳的摩尔分数为 x_d , $a_i^\gamma |_{x_\gamma}$ 表示奥氏体中 i 元素的活度, $a_i^{\text{BF}} |_{x_d}$ 表示贝氏体铁素体中 i 元素的活度, S 表示超组元, C 为碳元素, R 为气体常数, T 为热力学温度.

在原始奥氏体碳质量分数 $X_0 = 0.75\%$ 的合金中,自由能 $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ 随贫碳区碳摩尔分数 x_d 的变化如图1(LFG贝氏体相变热力学模型)所示. 可以看出,当 $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}} < 0$ 时,任何可能成分在温度为200~300℃范围内均能形成稳定的贫碳区, $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ 的最大驱动力为 $-3500 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$,最小驱动力为 $-1000 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$. 因此,在热力学条件上完全可能以切变方式发生相变.

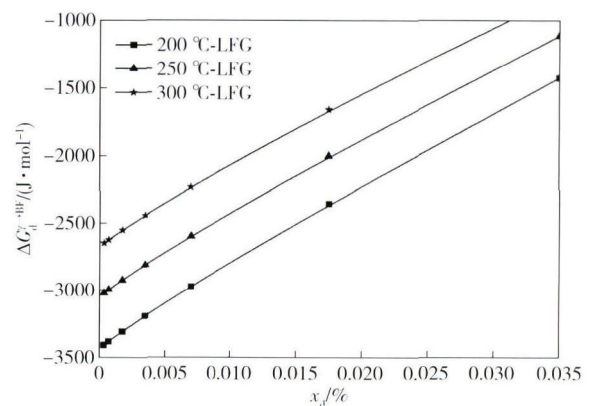


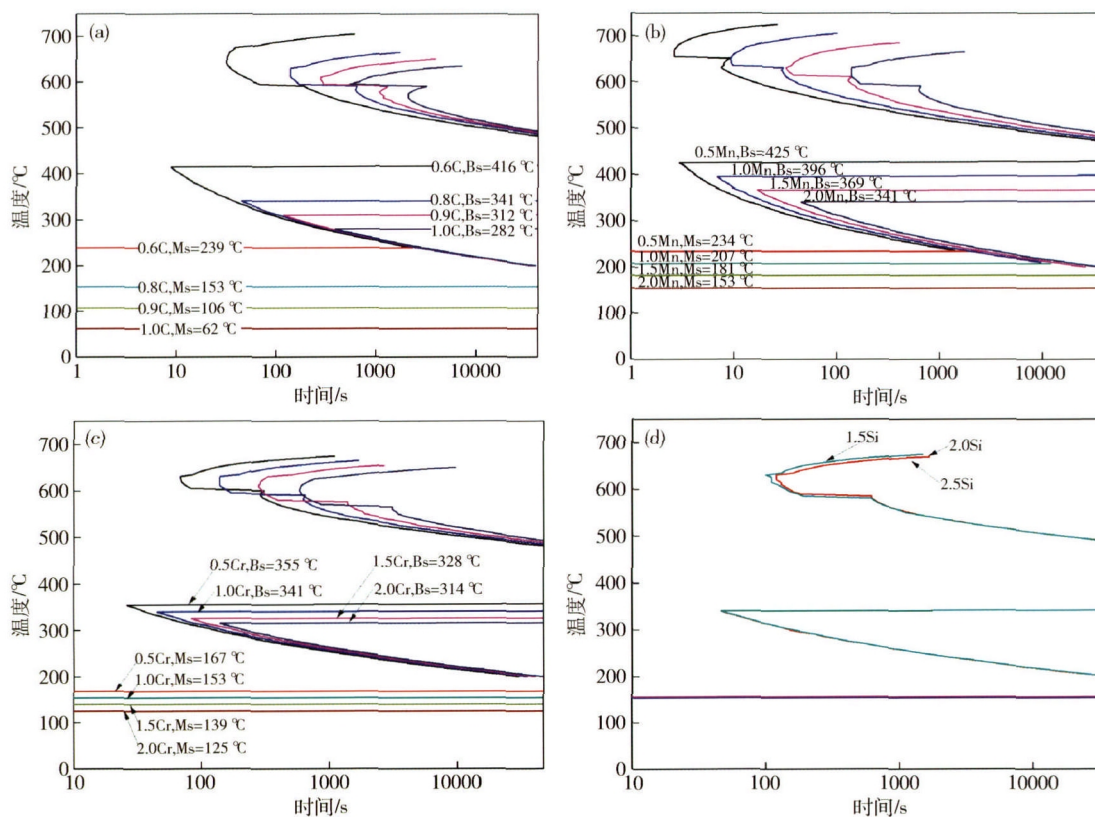
图1 自由能 $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ 与 x_d 的关系

Fig. 1 Plots of free energy change $\Delta G_d^{\gamma \rightarrow \text{BF}}$ versus x_d

C元素是固溶强化元素,其含量的提高可以提高奥氏体的强度以及钢的淬透性,较高碳含量是纳米贝氏体形成的必需条件^[12];Mn和Cr是导致纳米贝氏体相变孕育期长,转变速度慢的主要元素^[17]. 因此欲通过优化合金元素加速纳米贝氏体等温相变速度,必需研究C、Mn和Cr元素对贝氏体等温转变的化学驱动力的影响.

本文利用MUCG83软件分析C、Mn和Cr元素含量对原始成分体系1C-1.5Si-2Mn-1Cr-1Co-1Al合金的时间-温度-转变(time-temperature-transformation, TTT)曲线的影响,如图2所示. 其中,高于500℃的“C”曲线为扩散相变曲线,即铁素体和珠光体转变;低于500℃部分为切变相变“C”曲线,即等温贝氏体转变.

图2(a)为不同C含量合金的等温相变TTT曲线,碳的质量分数在0.6%到1.0%之间. 虽然低含碳量的“鼻尖”温度孕育期最短,但低温等温相变开始时间



$x\text{C}$ ($x=0.6\% \sim 1.0\%$)、 $y\text{Mn}$ ($y=0.5\% \sim 2.0\%$)、 $z\text{Cr}$ ($z=0.5\% \sim 2.0\%$) 和 $w\text{Si}$ ($w=1.5\% \sim 2.5\%$) 分别为 C、Mn、Cr 和 Si 的质量分数

图2 合金元素对 TTT 曲线的影响。(a) C; (b) Mn; (c) Cr; (d) Si

Fig. 2 Effects of alloy elements on TTT curves: (a) C; (b) Mn; (c) Cr; (d) Si

与高碳含量成分合金在相同温度等温的孕育期基本相同。可见,含碳量的增加对等温贝氏体相变孕育期的推迟并不明显,孕育期的长短主要取决于温度。因此,在设计新的加速相变的纳米贝氏体钢成分时,降低碳元素含量可不作为首要考虑因素。

图2(b)为不同 Mn 含量合金的等温相变 TTT 曲线,成分体系为 $0.8\text{C}-1.5\text{Si}-y\text{Mn}-1\text{Cr}-1\text{Co}-1\text{Al}$ 。随着 Mn 元素的质量分数从 0.5% 增加到 2.0%,Bs 点和 Ms 点均随之降低,但 Mn 元素对相变点温度的影响远不如 C 元素强烈。从贝氏体相变 C 曲线“鼻尖”点位置可以明显看出,Mn 元素含量的增加能显著推迟相变孕育期。

图2(c)为不同 Cr 含量合金的等温转变 TTT 曲线,成分体系为 $0.8\text{C}-1.5\text{Si}-2\text{Mn}-z\text{Cr}-1\text{Co}-1\text{Al}$,Cr 元素的质量分数从 0.5% 增加至 2.0%。Cr 元素对 Ms 点温度的影响更小,但对相变孕育期的推迟作用很明显,可见 Cr 含量在成分设计中必需是重点考虑因素,甚至可以考虑不添加 Cr 元素。

图2(d)为不同 Si 含量合金的等温相变 TTT 曲线。Si 元素对扩散相变有轻微推迟作用,但几乎不影响贝氏体相变,也不改变合金 Bs 及 Ms 点温度。另外, Si 不溶于碳化物,可以抑制碳化物从奥氏体中析出,并

提高奥氏体的屈服强度,有利于无碳化物贝氏体的形成;Al 元素可以增大奥氏体与铁素体的自由能差,获得更大的相变驱动力,从而加速纳米贝氏体相变^[11]。

综上所述,本文中纳米贝氏体钢新设计成分和冶炼成分如表 1 所示。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数)

	Table 1 Chemical composition of the tested steel					%
合金成分	C	Si	Mn	Al	P	S
设计成分	0.80	2.50	0.50	1.00	—	—
冶炼成分	0.83	2.44	0.43	0.73	0.06	0.04

2 工艺设计及实验方法

利用 mucg83 软件计算得到本文设计合金成分的 TTT 曲线如图 3 所示,Bs 温度为 414 °C,Ms 温度为 221 °C。利用德国 DIL 805A 热淬火膨胀仪测定其 Ms 点温度为 225 °C,与热力学计算结果相似,并对 230、300 和 350 °C 等温淬火热处理工艺进行模拟,获得贝氏体相变膨胀量—时间曲线和相变速率—时间曲线如图 4 所示。

从图 4 中可以看出设计钢种贝氏体相变开始很快,在 230、300 和 350 °C 等温贝氏体开始相变的时间

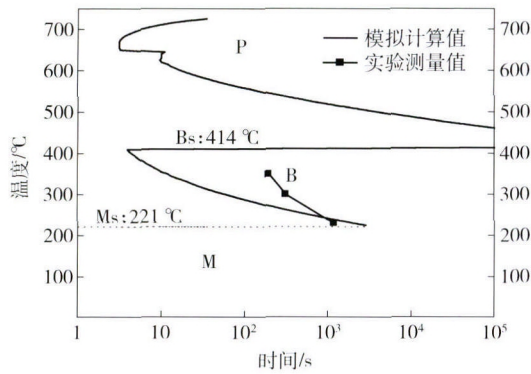


图 3 实验成分热力学计算得到的 TTT 曲线

Fig. 3 TTT curve of the tested steel by thermodynamic calculations

约为 194、313 和 1180 s, 孕育期较短。实验所得贝氏体相变开始时间与软件模拟值有些许差异。350 °C 等温贝氏体相变速率在 400 s 左右达到最大值 $0.08 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, 约在 2500 s 时相变速率为零, 并保持不变, 说明贝氏体相变结束。300 °C 等温时相变速率在 600 s 左右达到最大值 $0.06 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, 结束时间约为 5000 s。在 230 °C 等温时, 相变速率很小(最大值为 $0.01 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 左右), 并且在 2 h 等温时间内相变仍未结束。

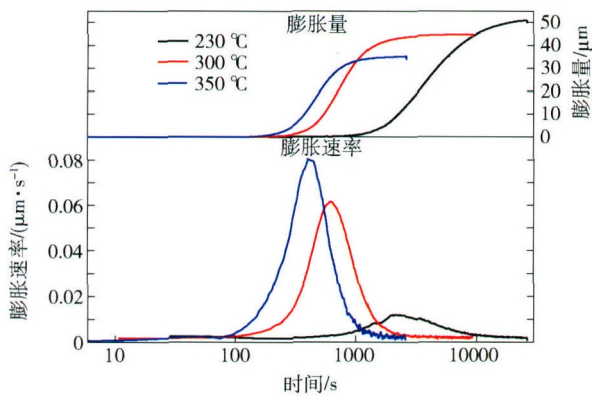


图 4 不同等温温度条件下膨胀量-时间曲线和相应的膨胀速率-时间曲线

Fig. 4 Dilatation-time curves and dilatation rate-time curves of the tested steel at different temperatures

热处理工艺如图 5 所示。将直径为 12 mm 的圆棒试样放入 950 °C 的热处理炉中进行奥氏体化并保温 0.5 h, 随后将试样取出并迅速投入到温度分别为 230、300 和 350 °C 盐浴炉中, 进行等温热处理, 等温时间为 2 h, 后将试样取出空冷至室温。

将圆棒试样加工成有效标距为 25 mm 的棒状拉伸试样, 以 $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 的恒定速度在 MTS810 拉伸试验机上进行拉伸试验。在 FEI Quanta 450 场发射扫描电镜下对试样进行组织观察, 并利用电子背散射衍射、X 射线衍射等手段分析变形前后的组织变化及各相分布情况。

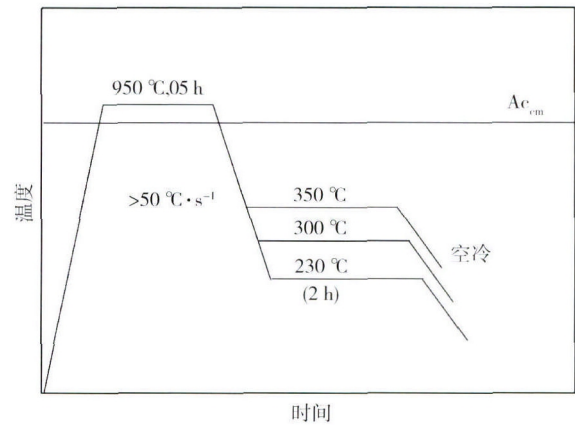


图 5 热处理工艺示意图

Fig. 5 Heat treatment process

3 微观组织和力学性能

3.1 微观组织

研究表明, 低温贝氏体转变具有反应不完全性^[16], 即在贝氏体相变区等温时, 不论等温时间如何延长, 过冷奥氏体都不能完全转变为贝氏体的现象; 并且在不同温度下所能获得的最大贝氏体量受到残余奥氏体中碳含量不能超过 T_0' 线的限制, 其中 T_0' 指相同成分的奥氏体和铁素体具有相同自由能的点的集合, 同时将这一点处的残余奥氏体中碳质量分数表示为 $X_{T_0'}$ 。当碳含量达到这个点时, 富碳残余奥氏体就不再转变为贝氏体。随着等温温度降低, 贝氏体最终转变量增加^[18]。因此, 实验钢于 350、300 和 230 °C 等温淬火处理 2 h 的组织为复相组织。金相照片如图 6 所示。其中深色针状组织为贝氏体铁素体板条束, 在束间分布的白亮组织为残余奥氏体, 可能还有少量马氏体。等温温度从 350 °C 降低到 300 °C, 白亮组织(残余奥氏体/马氏体)的体积分数减少, 与文献报道的结果一致^[5]。随着等温温度的继续降低, 在 230 °C 等温后, 白亮组织并未继续减少, 反而有增多的趋势。这是由于低温等温相变完成时间大大延长, 贝氏体转变的完成时间大于实验设定的 2 h。未转变完的过冷奥氏体在降至室温时, 发生马氏体转变。因此, 本实验结果与已有的研究结论并不矛盾。

显微组织的扫描电镜二次电子像如图 7 所示。贝氏体铁素体板条(凹下部分)呈片层状分布在组织中^[19], 并且贝氏体铁素体片层厚度随等温温度的降低而变薄。350 °C 和 300 °C 温度下得到的贝氏体铁素体片层厚度分别主要在 150 ~ 300 nm 和 100 ~ 200 nm 的范围之间, 达到次微米级(100 ~ 1000 nm); 而在 230 °C 下得到的贝氏体铁素体片层厚度基本全部小于 100 nm, 达到纳米级尺度(< 100 nm), 即为纳米结构贝

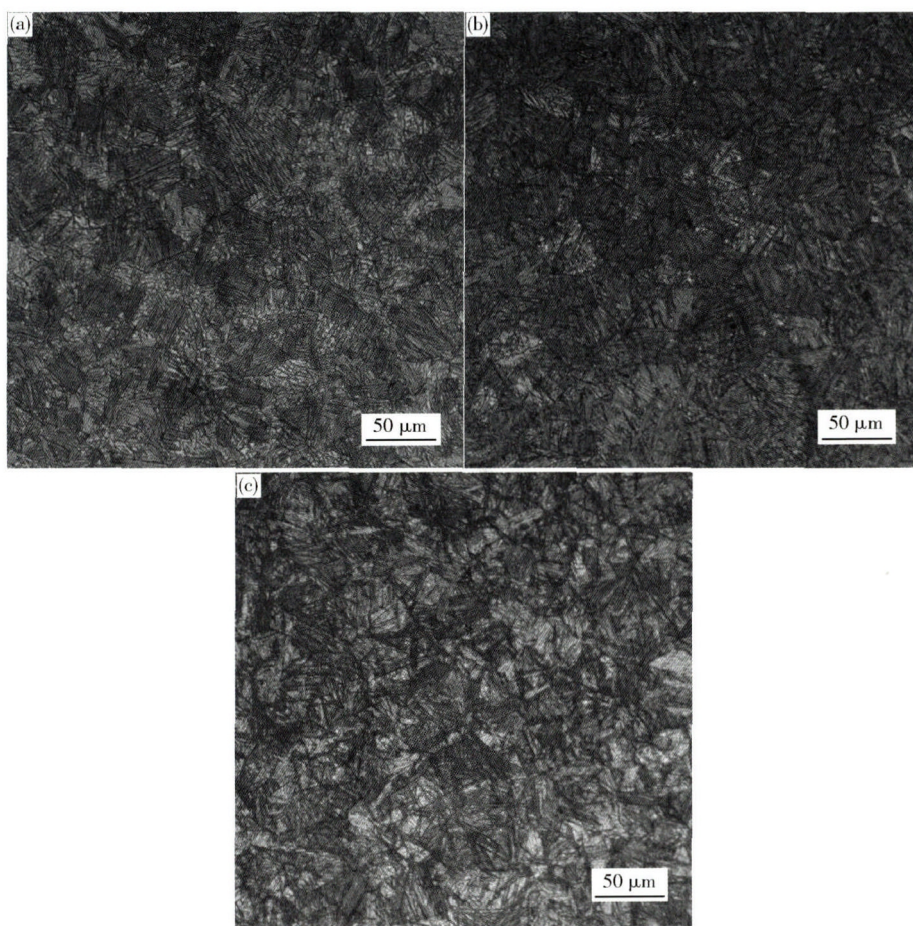


图6 不同等温温度条件下实验钢的显微组织. (a) 350 °C; (b) 300 °C; (c) 230 °C

Fig. 6 Microstructure of the tested steel at different austempering temperatures: (a) 350 °C; (b) 300 °C; (c) 230 °C

氏体组织,简称纳米贝氏体.纳米贝氏体中残余奥氏体形态主要有两种,一种以薄膜状分布在贝氏体铁素体片层间隙,另一种以块状形式存在于组织当中.

以上结果的原因是在较低等温温度时贝氏体铁素体形核驱动力更大,过冷奥氏体单位体积内形核增多,但由于奥氏体强度的增高,贝氏体铁素体形核后的长大受到抑制,使得贝氏体铁素体片层更加细化,达到纳米等级.等温温度较高时,奥氏体强度低,单位体积内贝氏体铁素体核心减少,同时贝氏体铁素体片层长大所受到的阻力相对较小,最终导致贝氏体铁素体片层更容易长大和增厚.

3.2 力学性能

室温拉伸获得的工程应力-应变曲线如图8所示,具体数据见表2.试样在室温下拉伸变形时展现出极佳的综合力学性能,随着等温淬火温度的降低,纳米贝氏体钢的强度逐渐升高,延伸率逐渐减小,微观硬度和宏观硬度都逐渐增大.350 °C和300 °C试样在拉伸过程中出现连续屈服现象.等温淬火温度为350 °C时,抗拉强度及其硬度相对较低,但具有优良的延展性能,强塑积达到59136 MPa·%,具有极其优良的综合性能;等温淬火温度降低到300 °C时,抗拉强度和硬度随之

提高,延伸率急剧降低,但强塑积也达到21666 MPa·%,仍有良好的综合力学性能;进一步将等温淬火温度降到230 °C时,抗拉强度大大提高,达到了2169 MPa,硬度也达到691.0 HV和59.11 HRC,但延伸率仅有3.58%.可见等温淬火温度对纳米贝氏体钢的力学性能影响显著.

4 纳米贝氏体的强韧化机理

350 °C等温试样具有极其优异的综合力学性能.为探究其强韧化机理,利用电子背散射衍射技术测量拉伸前后的组织构成,如图9所示,其中蓝色为残余奥氏体相,灰色为贝氏体铁素体或马氏体相.拉伸前的组织如图9(a)所示.残余奥氏体占全部组织的28.3%,主要呈薄膜状均匀分布于贝氏体片层之间,仅有少量块状残余奥氏体.拉伸后的组织如图9(b)所示.残余奥氏体含量大大减少,仅占全部组织的4.75%,并出现大量颜色较深的位错密集区.拉伸前后残余奥氏体含量的变化充分证明,在变形过程中,介稳残余奥氏体发生相变增塑效应(即TRIP效应),残余奥氏体在应力作用下发生相变,转变为马氏体,马氏体相变产生应力松弛,使塑性增加^[20-21],与此同时提

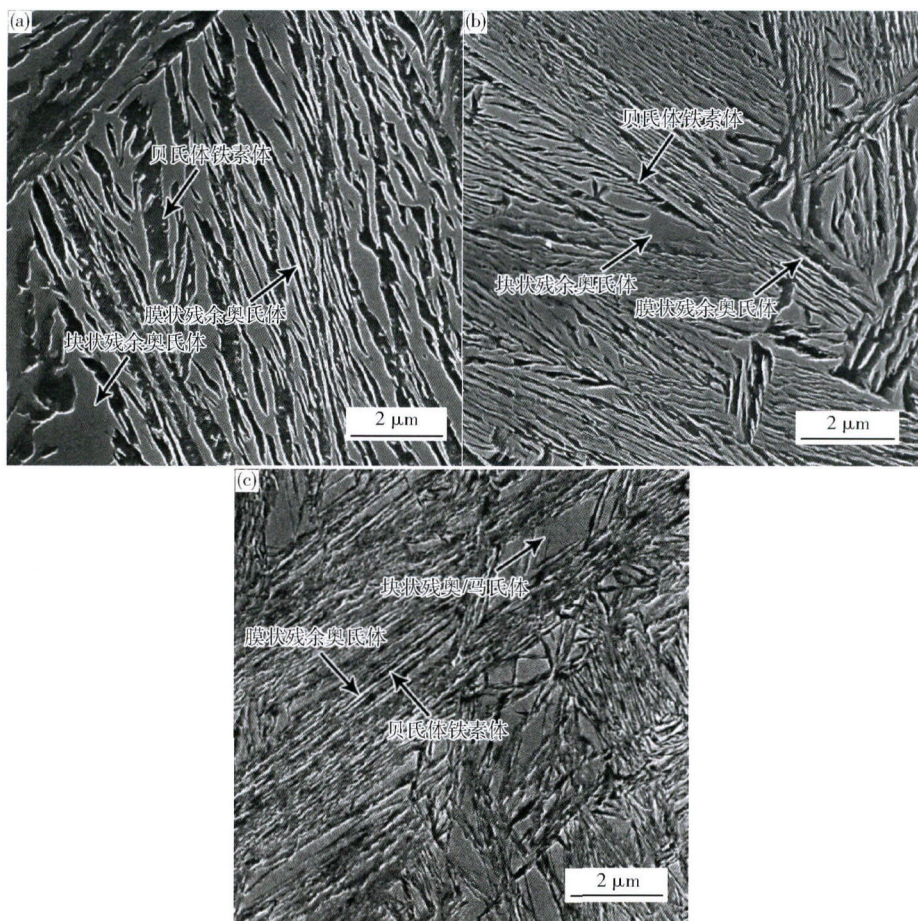


图 7 不同等温温度实验钢的组织扫描电镜照片. (a) 350 °C; (b) 300 °C; (c) 230 °C
Fig. 7 SEM images of BF in the tested steel at different austempering temperatures: (a) 350 °C; (b) 300 °C; (c) 230 °C

表 2 不同等温淬火温度下试样的力学性能和相含量

Table 2 Mechanical properties and phase volume fraction of samples at different austempering temperatures

温度/°C	抗拉强度/MPa	伸长率/%	维氏硬度, HV	洛氏硬度, HRC	残余奥氏体体积分数/%	残余奥氏体中碳质量分数/%
350	1401	42.21	406.2	42.56	35.24	1.82
300	1694	12.79	565.5	53.21	29.42	1.89
230	2169	3.58	691.0	59.11	26.84	1.64

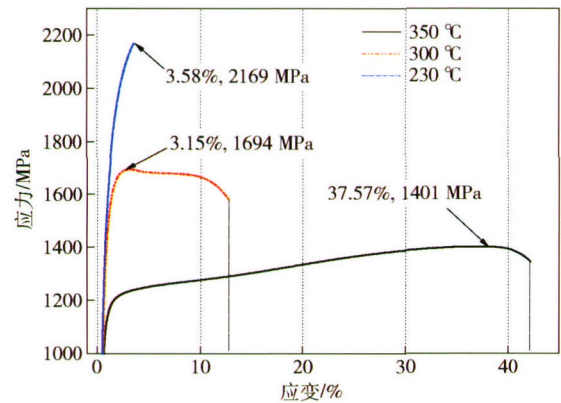


图 8 不同等温淬火温度下试样的应力-应变曲线
Fig. 8 Stress-strain curves of samples at different austempering temperatures

高了实验钢的加工硬化能力. 马氏体的产生增加了钢的强度, 而残余奥氏体对于位错的吸收, 也能增加强度和塑性, 提高综合力学性能^[22].

图 10 为试样的 X 射线衍射能谱. 由于本实验钢组织中主要包含残余奥氏体和贝氏体铁素体两相, 所以衍射峰中可见明显的 γ 和 α 相特征峰. 拉伸变形前奥氏体三个峰值都比较高, 通过对 230、300 和 350 °C 等温试样两相衍射峰积分强度的直接比较计算得残余奥氏体体积分数分别为 26.84%、29.41% 和 35.24%. 拉伸后组织的 X 射线衍射衍射峰值曲线中奥氏体衍射峰均有所降低, 350 °C 试样中奥氏体峰基本消失, 衍射曲线接近水平, 计算得残余奥氏体体积分数为 5.47%. 300 °C 和 230 °C 试样拉伸后残余奥氏体体积分数分别为 13.72% 和 18.35%. 这再次证明拉伸变形

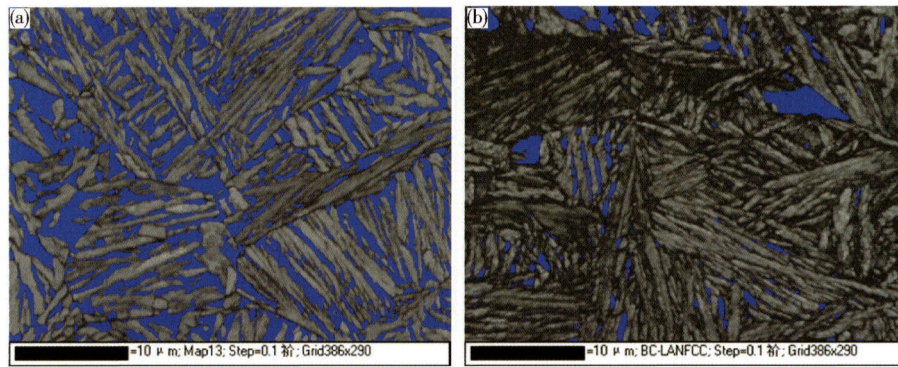


图9 350 °C等温淬火后组织电子背散射衍射照片。(a) 未拉伸;(b) 拉伸后

Fig. 9 EBSD images of samples after austempering at 350 °C: (a) before tensile testing; (b) after tensile testing

的过程中,残余奥氏体在应力作用下转变为马氏体,发生 TRIP 效应。

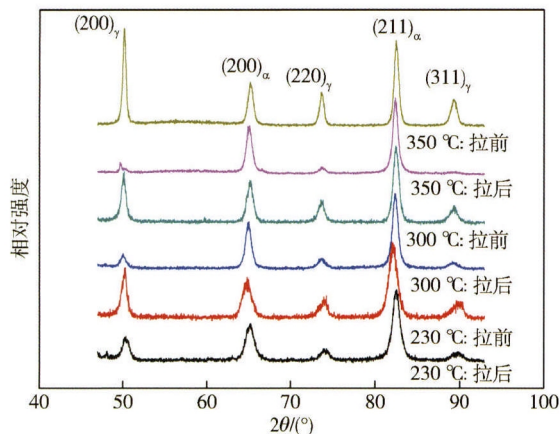


图10 试样的X射线衍射能谱

Fig. 10 XRD patterns of samples

等温淬火温度的降低会导致贝氏体转变完成时间增加,在相等同温时间内贝氏体转变量减少,同时低温等温时碳向残余奥氏体的扩散速度变慢,残余奥氏体中的碳含量降低,因此利用X射线衍射数据中晶格参数计算残余奥氏体中含碳量^[23]。230 °C时残余奥氏体中碳的质量分数为1.64%,小于300 °C和350 °C的1.89%和1.82%,这导致其稳定性变差,部分残余奥氏体在随后的冷却过程转变为脆相马氏体。脆相马氏体在拉伸变形过程中易成为裂纹源,并且阻碍TRIP效应持续有效发生,导致只有部分残余奥氏体转变为马氏体,弱化TRIP效应的增塑效果,致使延伸率大幅度下降。通过X射线衍射测量230 °C等温试样拉伸后的残余奥氏体体积分数为18.35%,大量残余奥氏体并未发生转变,与上述结果相符合,所以230 °C下获得的纳米贝氏体钢的强度达到2169 MPa,但伸长率却只有3.58%。

为了发挥TRIP效应的优势,残余奥氏体的稳定性必须适中,而其形态学是一个重要影响因素^[19]。薄膜状残余奥氏体机械稳定性更高,其原因有以下几个

方面:(1)转变过程中受到周围贝氏体板条的束缚;(2)尺寸小的残余奥氏体中马氏体形核点数量减少,发生马氏体转变就需要更大的形核驱动力;(3)残余奥氏体中有更高的碳含量,而C是稳定奥氏体最明显的元素。在变形初期,稳定性较差的残余奥氏体就在应力作用下过早发生相变,对于组织塑性局部失稳或是抵抗颈缩过程上几乎没有作用;另一方面,如果奥氏体稳定性增加,在整个塑性变形阶段持续发生TRIP效应,整体力学性能将得到很大的提升;然而,如果残余奥氏体因含碳量的继续增加而太过于稳定,即碳含量的增加使得其Md点温度(应变诱发马氏体相变最高温度)低于室温,则在室温拉伸时不会发生诱发马氏体相变行为^[24]。本文中,在300 °C等温转变的组织中,残余奥氏体中碳的平均含量最高,可能使部分残余奥氏体的Md点温度低于室温,因此只有Md点温度高于室温的那部分残余奥氏体产生TRIP效应,最终其延伸率远远小于350 °C等温的试样。

5 结论

(1) 本文利用超组元模型及修正后的KRC和LFG热力学模型计算低温贝氏体相变驱动力,确定高碳硅成分合金在低温等温时的贝氏体相变形核机制可以为切变机制。

(2) 基于热力学模型分析碳、锰、铬和硅元素对贝氏体相变的影响。碳、锰和铬三种元素均能降低Bs和Ms温度,但会推迟贝氏体相变开始时间,即增加孕育期;当Si质量分数 $\geq 1.5\%$ 时,继续增加Si含量对贝氏体相变时间几乎无影响。

(3) 实验钢在230、300和350 °C温度下等温淬火得到次微米级和纳米级贝氏体组织。随等温淬火温度的降低,贝氏体铁素体片层厚度变小,残余奥氏体量减少;当等温淬火温度为230 °C时,贝氏体铁素体片层厚度小于100 nm,二维尺度达到纳米级。

(4) 随等温淬火温度的降低,纳米贝氏体钢的强度和硬度增加,塑性降低。在350 °C下等温,获得的组

织中残余奥氏体含量较多,对延伸率具有较大贡献,组织强度为1401 MPa,延伸率为42.21%,强塑积达到59136 MPa·%,具有良好的综合性能;在230℃等温,由于贝氏体片层细化,残余奥氏体含量减少,其强度达到2169 MPa,但延伸率降低到3.58%。

(5) 在350℃等温获得的纳米贝氏体钢,在室温拉伸变形过程中发生TRIP效应,残余奥氏体在应力作用下转变为马氏体,马氏体相变产生应力松弛,使塑性增加,马氏体的产生同时增加了钢的强度,极大地提高了综合力学性能。

参 考 文 献

- [1] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Design of novel high strength bainitic steels: Part 1. *Mater Sci Technol*, 2001, 17(5): 512
- [2] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Design of novel high strength bainitic steels: Part 2. *Mater Sci Technol*, 2001, 17(5): 517
- [3] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Very strong low temperature bainite. *Mater Sci Technol*, 2002, 18(3): 279
- [4] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Development of hard bainite. *ISIJ Int*, 2003, 43(8): 1238
- [5] Hase K, Garcia-Mateo C, Bhadeshia H K D H. Bainite formation influenced by large stress. *Mater Sci Technol*, 2004, 20(12): 1499
- [6] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Mechanical properties of low-temperature bainite. *Mater Sci Forum*, 2005, 500: 495
- [7] Hase K, Garcia-Mateo C, Bhadeshia H K D H. Bimodal size-distribution of bainite plates. *Mater Sci Eng A*, 2006, 438-440: 145
- [8] Sista V, Nash P, Sahay S S. Accelerated bainitic transformation during cyclic austempering. *J Mater Sci*, 2007, 42(21): 9112
- [9] Caballero F G, Miller M K, Babu S S, et al. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. *Acta Mater*, 2007, 55(1): 381
- [10] Garcia-Mateo C, Caballero F G. Ultra-high-strength bainitic steels. *ISIJ Int*, 2005, 45(11): 1736
- [11] Yoozbashi M N, Yazdani S, Wang T S. Design of a nano-structured, high-Si bainitic steel with lower cost production. *Mater Des*, 2011, 32(6): 3248
- [12] Yang H S, Bhadeshia H K D H. Designing low carbon, low temperature bainite. *Mater Sci Technol*, 2008, 24(3): 335
- [13] Bhadeshia H K D H. The first bulk nanostructured metal. *Sci Technol Adv Mater*, 2013, 14(1): 014202.
- [14] Wu X L, Zhang X Y, Meng X K, et al. Formation of carbon-poor regions during pre-bainitic transformation. *Mater Lett*, 1995, 22(3): 141
- [15] Kang M K, Yang Y Q, Wei Q M, et al. On the prebainitic phenomenon in some alloys. *Metall Mater Trans A*, 1994, 25(9): 1941
- [16] Huang Y, Zhao A M, He J G, et al. Microstructure, crystallography and nucleation mechanism of NANOBAIN steel. *Int J Miner Metall Mater*, 2013, 20(12): 1155
- [17] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Sourmail T, et al. Composition design of nanocrystalline bainitic steels by diffusionless solid reaction. *Met Mater Int*, 2014, 20(3): 405
- [18] Yoozbashi M N, Yazdani S. Mechanical properties of nanostructured, low temperature bainitic steel designed using a thermodynamic model. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(13): 3200
- [19] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Sourmail T, et al. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon. *Mater Sci Eng A*, 2012, 549: 185
- [20] Zeng S W, Zhao Z Z, Zhao A M, et al. Effect of isothermal bainite transformation temperature on microstructure and mechanical properties of TRIP800 steel containing vanadium. *Trans Mater Heat Treat*, 2014, 35(1): 120
- (曾尚武, 赵征志, 赵爱民, 等. 贝氏体区等温温度对含钒TRIP800钢组织性能的影响. 材料热处理学报, 2014, 35(1): 120)
- [21] Wu H, Liang Y, Zhang C C, et al. Behavior of retained austenite in super bainite steel. *Heat Treat Met*, 2014, 39(5): 1
- (吴化, 梁言, 张翠翠, 等. 超级贝氏体钢中残留奥氏体的行为. 金属热处理, 2014, 39(5): 1)
- [22] Wang Y, Zhang K, Guo Z H, et al. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high strength bainitic steel. *Mater Sci Eng A*, 2012, 552: 288
- [23] Dyson D J, Holmes B. Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite. *J Iron Steel Inst*, 1970, 208(5): 469
- [24] Lebedev A A, Kosarchuk V V. Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. *Int J Plast*, 2000, 16(7): 749