● 试验研究 Experimental Research ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.5005

# 通过预变形奥氏体加速中锰钢贝氏体相变及其对力学性能的影响

魏玄理,黄林科,刘 峰
(西北工业大学 凝固技术全国重点实验室,陕西 西安 710072)

**摘 要**:中锰钢常用的 IA 和 QP 工艺会产生奥氏体 + 铁素体和奥氏体 + 马氏体的组织,前者屈服强度难以提升,后者塑性难以提高,导致出现力学性能瓶颈。为开发新一代中锰钢,亟需引入新的相结构,其中贝氏体相变由于其强度和塑性的较好配合逐渐引起关注。而中锰钢中锰含量较高,贝氏体相变的速率较慢,因此采用在等温前对过冷奥氏体进行冷轧处理以引入位错的方法加速贝氏体相变的发生。研究结果表明,经过预变形处理后,贝氏体组织在变形样品中比未变形样品提前 24 h 出现,且相变基本完成的时间为 60 h,相较于未变形样品提前了 12 h。实验中位错不会阻碍贝氏体生长,最终含量减少的原因是位错极大地促进了珠光体组织的形核和长大,大量珠光体消耗了晶界处的形核点,使得贝氏体最终的转变量由 40%下降至 18%(体积分数)。

**关键词**:中锰钢;贝氏体相变;奥氏体预变形;冷轧
**中图分类号**: TG145 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2025)05-0439-09

# Accelerated Bainite Transformation of Medium Manganese Steel by Austenite Predeformation and its Influence on Mechanical Properties

WEI Xuanli, HUANG Linke, LIU Feng
(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

**Abstract**: The commonly used IA (intercritical annealing) and QP (quenching and partitioning) processes for medium manganese steel result in microstructures of austenite + martensite and austenite + ferrite. The former presents challenges in enhancing plasticity, whereas the latter struggles to improve yield strength, leading to a bottleneck in mechanical properties. To develop a new generation of medium manganese steel, it is essential to introduce new phase structures, among which bainitic transformation has garnered attention because of its favourable combination of strength and plasticity. However, the relatively high manganese content in medium manganese steel results in a relatively slow rate of bainitic transformation. Therefore, a method involving cold rolling of undercooled austenite prior to isothermal treatment was employed to introduce dislocations and accelerate the occurrence of bainitic transformation. Research findings indicate that after predeformation treatment, the bainitic microstructure appears 24 h earlier in deformed samples than in undeformed samples, with the transformation being nearly complete at 60 h, which is 12 h earlier than that in undeformed samples. In this experiment, dislocations do not hinder bainite growth; rather, the reduction in final bainite content is attributed to the significant promotion of pearlite nucleation and growth by dislocations. The extensive formation of pearlite consumes the nucleation sites at the grain boundaries, resulting in a decrease in the final transformation fraction of bainite from 40 vol.% to 18 vol.%.

**Key words**: medium Mn steel; bainitic transformation; austenite predeformation; cold rolling

**收稿日期**:2025-01-13
**基金项目**:国家自然科学基金(52271116, 52130110, 52431002);国家航空科学基金(2023Z053053003);凝固技术国家重点实验室研究基金(2024-TS-02);东北大学数字钢铁全国重点实验室开放课题基金(2022RALKFKT002)
**作者简介**:魏玄理,1999 年生,硕士生.研究方向为中锰钢贝氏体相变. Email: wxl111@mail.nwpu.edu.cn
**通信作者**:黄林科,1989 年生,博士,教授.研究方向为高强钢相变与变形. Email: hlk@nwpu.edu.cn
刘 峰,1974 年生,博士,教授.研究方向为非平衡凝固与固态相变基础理论. Email: liufeng@nwpu.edu.cn
**引用格式**:魏玄理,黄林科,刘峰.通过预变形奥氏体加速中锰钢贝氏体相变及其对力学性能的影响[J].铸造技术,2025, 46(5): 439-447.
WEI X L, HUANG L K, LIU F. Accelerated bainite transformation of medium manganese steel by austenite predeformation and its influence on mechanical properties[J]. Foundry Technology, 2025, 46(5): 439-447.

中国知网 https://www.cnki.net

钢铁材料是当今工程应用中最重要的一类材料，在国民经济中发挥着重要作用[1-2]。开发低成本、加工性能与服役性能优良的高强度汽车钢，是节能减排、保证汽车高安全性的有效途径[3-5]。随着时代发展先后出现了3代先进高强钢，以双相钢、马氏体钢为代表的第I代先进高强钢，以TWIP (twinning induced plasticity)钢[6]为代表的第II代先进高强钢，以中锰钢[7]为代表的第III代先进高强钢。第III代先进高强钢相比第I代钢具有较高的力学性能，对于添加了大量合金元素的第II代钢则具有成本上的优势。中锰钢(Mn含量约为4%~12%，质量分数)作为第III代先进高强钢的典型代表，其热加工工艺设计和微观组织(力学性能)调控一直是业内的研究热点之一。当前中锰钢的两种主要制备工艺，即①以奥氏体逆转变为核心的临界退火工艺[8-9]；②以马氏体相变和C元素配分为核心的淬火/变形配分工艺[10-11]，前者一般形成铁素体和奥氏体的双相组织，后者一般形成马氏体和奥氏体双相组织。上述工作中，铁素体/马氏体作为硬相保证材料强度，奥氏体产生相变/孪生诱导塑性效应。受限于铁素体低屈服强度，以铁素体为基底的中锰钢屈服强度一般较低；尽管马氏体具有高强度，以马氏体为基底的中锰钢塑性往往较难提高。一般而言，相比铁素体和马氏体，贝氏体具有较佳的强度和变形能力匹配。

贝氏体相变[12]是介于马氏体和铁素体相变之间的中间态相变，是物理冶金领域最基本的固态相变之一，贝氏体也被广泛应用于设计先进高强钢[13]，如纳米贝氏体钢[14]、TRIP (transformation induced plasticity)钢[15]、淬火与配分钢[16]等。但是当前工作集中于低合金钢，对于Mn含量较高的中锰钢则由于相变动力学缓慢，工业应用被极大限制。为了加快相变过程，一般可通过合金化处理[17]，改变工艺参数[18]或对奥氏体进行加工引入预结构(如位错[19]、马氏体[20]、铁素体[21]、渗碳体[22]等)，对后续贝氏体相变产生显著影响。为了贴合材料“素化”理念，本次实验采用冷轧工艺对过冷奥氏体进行预变形，探究其对贝氏体相变和材料力学性能的影响。

## 1 实验材料与方法

### 1.1 实验材料

实验用钢的成分如表1所示。根据所述化学成分质量百分比在真空下进行冶炼得到铸坯，并在1 200 ℃保温2 h进行均匀化处理，随后在1 100 ℃锻造成40~60 mm厚的铸坯。为细化材料晶粒尺寸，消除显微组织缺陷，如图1a所示，将铸坯在1 150 ℃保温2 h，然后热轧至10 mm，其中轧制终止温度处于850~900 ℃，最后冷却至室温形成热轧马氏体钢板。

**表1 实验所用中锰钢合金元素含量**

**Tab.1 Chemical composition of the medium Mn steel used in the experiment**

**(mass fraction/%)**

| Element | C | Mn | Al | V | Fe |
|---|---|---|---|---|---|
| Content | 0.45 | 12 | 2 | 0.7 | Bal. |

### 1.2 实验方法

首先，将1.1节中获得的热轧样品加热至850 ℃并保持30 min，随后水冷至室温，将样品分为2组，一组不进行冷轧直接将样品升温至450 ℃[23]并保温处理(图1b)，另一组进行冷轧(10%)处理后将样品升温至450 ℃并保温，随后每隔24 h取出部分样品进行微观组织表征和力学性能测试。采用型号为Tescan Clara GMH的扫描电子显微镜(SEM)对样品的微观组织形貌及其空间分布进行观察，并结合Image-Pro Plus软件测量组织中相的尺寸和体积分数。同时使用同型号的电子背散射衍射(EBSD)对样品进行分析。EBSD试样的制备方法如下：首先在7000目砂纸上对样品进行打磨至光滑，然后使用浓度为10%高氯酸抛光液(溶剂为酒精)进行电解抛光，电压设定为15 V，电流为0.3 A，抛光时间为12 s。为确定物相组成，使用型号为D8 DISCOVER的X射线衍

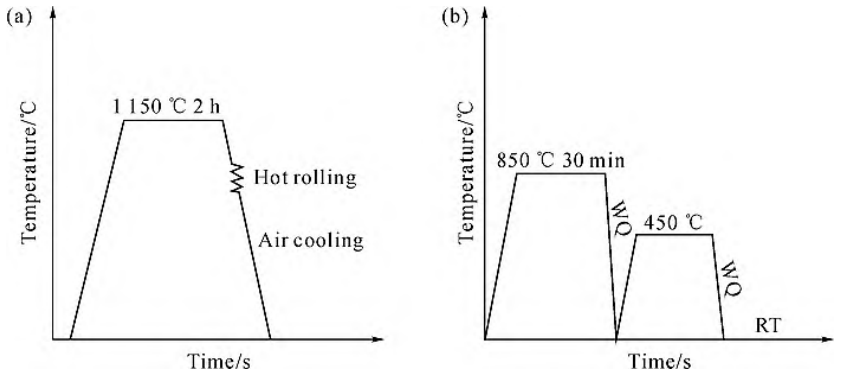


图1 样品制备工艺示意图：(a) 热轧工艺；(b) 奥氏体冷轧工艺

Fig.1 Schematic diagram of sample preparation: (a) hot rolling process; (b) austenite cold rolling process

中国知网 https://www.cnki.net

射仪(XRD)进行分析，所用靶材为钴(Co)，光圈直径为 2 mm，扫描角度范围为 52°~124°，步进为 24°，每步扫描时间为 60 s。单轴拉伸试验采用狗骨状试样，拉伸样品四面用 800~2000 目砂纸逐次打磨，在型号为 5967 的万能实验机(美国 Instron 公司)上进行，拉伸速率为 $5\times10^{-3}$ $s^{-1}$。

## 2　实验结果及讨论

### 2.1　未变形样品的贝氏体相变和力学性能

图 2 为固溶后未做冷轧直接等温不同时间样品的微观组织。由图可知，经 24 h 等温处理样品基本没有贝氏体生成，在 72 h 等温后出现了贝氏体($\alpha_B$)和珠光体(P)。

利用 Image-Pro Plus 结合 SEM 图片和图 3 所示 XRD 图计算得到的样品微观组织含量如表 2 所示(冷却时产生的微量马氏体在此没有列出)。可以看到样品贝氏体转化需要一个孕育期(>24 h)，之后经历一个快速发展阶段随后转化速率变得极低。这是由于贝氏体相变时奥氏体会排出碳原子[24]，这些碳原子进入周围未发生相变的奥氏体后增加其稳定性，不易分解，导致相变速率降低。由于保温时间过长，珠光体作为次生相变也同步发生[22]。

图 4 展示了未变形样品经 96 h 等温处理后的 EBSD 图像。从 IPF 图中可以看出，样品在 96 h等温后晶粒无特定的取向。在相图中体心立方相(BCC)分割并包围了面心立方相(FCC)组织。结合 KAM 图的分析，可以观察到这些 BCC 相是应力集中区域，被分割的 FCC 相处于低应力区。结合图 2 和表 2 的结果，可以认为这些板条状的 BCC 为贝氏体。这样的应力分布是由于贝氏体在奥氏体晶粒的晶界处形核，之后以切变机制向着晶粒内部生长压迫周围区域所形成的。

**表2 450 ℃等温不同时间后样品中各相的体积分数**
**Tab.2 Volume fraction of different phases in the sample after holding at 450 ℃ for different durations**

| Holding time/h | Volume fraction of bainite/% | Volume fraction of pearlite/% | Volume fraction of retained austenite/% |
|---|---|---|---|
| 24 | 0 | 0 | 98 |
| 48 | 11 | 4 | 82 |
| 72 | 32 | 12 | 54 |
| 96 | 34 | 15 | 49 |
| 120 | 36 | 18 | 44 |
| 144 | 39 | 19 | 40 |
| 168 | 40 | 20 | 38 |

如图 5 所示，经过 850 ℃等温处理 30 min 的固溶态样品，其晶粒尺寸较大，约 93%的晶粒直径超过 20 μm。而随着保温时间延长，贝氏体和珠光体组织开始形核和长大，奥氏体晶粒被分割，且新生成的贝氏体和珠光体的晶粒尺寸要小于原奥氏体晶粒尺寸。图 5b 展示的是保温 96 h 后样品晶粒尺寸，此时直径小于 20 μm 的晶粒占总晶粒数的92%。

对不同保温时间的样品进行单轴拉伸测试，结果如图 6 所示，主要力学性能指标如屈服强度(YS)、

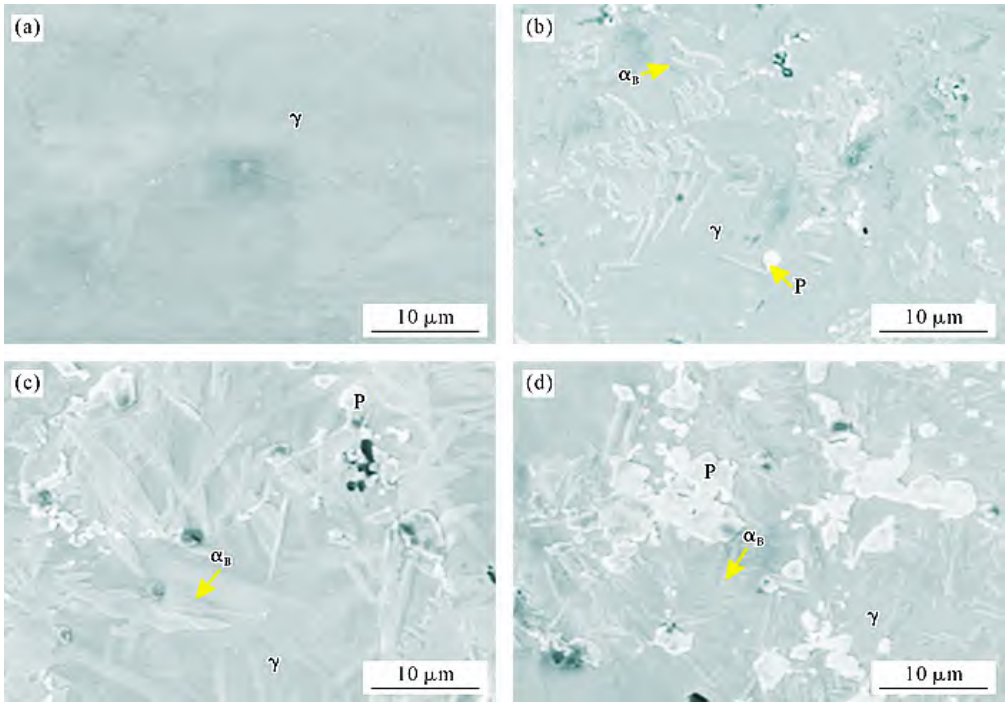


图 2　未变形样品 450 ℃保温不同时间后的 SEM 图：(a) 24 h; (b) 72 h; (c) 120 h; (d) 168 h
Fig.2　SEM images of samples after holding at 450 ℃ for different durations without deformation: (a) 24 h; (b) 72 h; (c) 120 h; (d) 168 h

中国知网　https://www.cnki.net

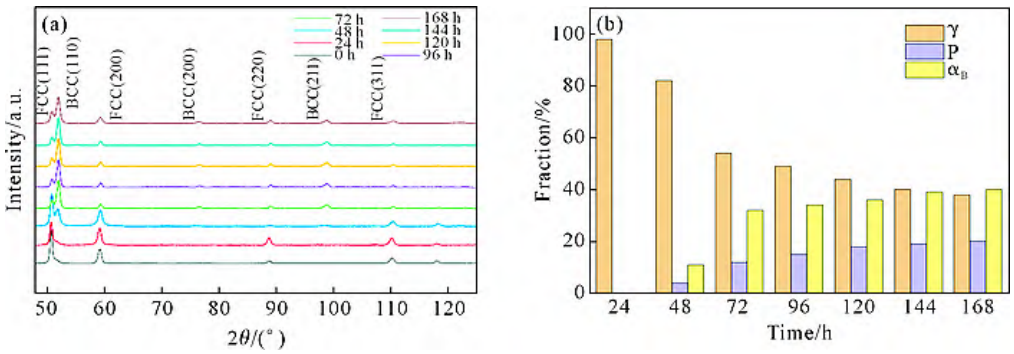


图 3 未变形样品不同保温时间微观组织演化:(a) XRD 谱;(b) 相含量随温度演化

Fig.3 Microstructure evolution of samples after holding for different durations without deformation: (a) XRD patterns; (b) evolution of the volume fraction of phases with temperature

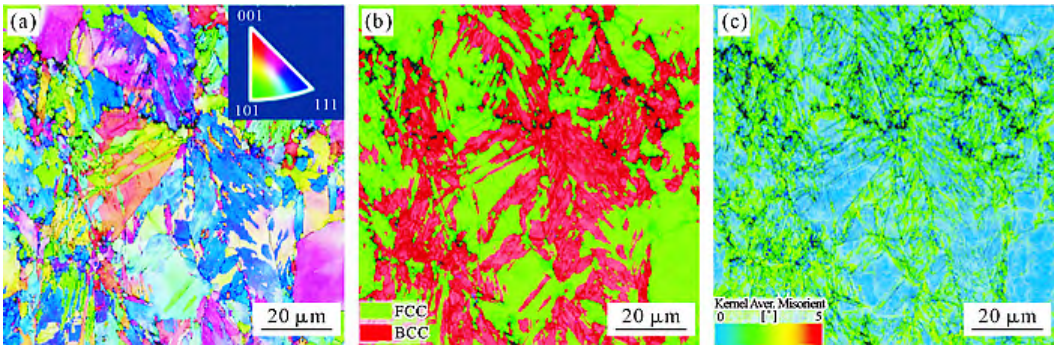


图 4 未变形样品经过 96 h 等温时间后的样品 EBSD 图:(a) IPF 图;(b) 相图;(c) KAM 图

Fig.4 EBSD maps of the undeformed sample after holding for 96 h: (a) IPF map; (b) phase map; (c) KAM map

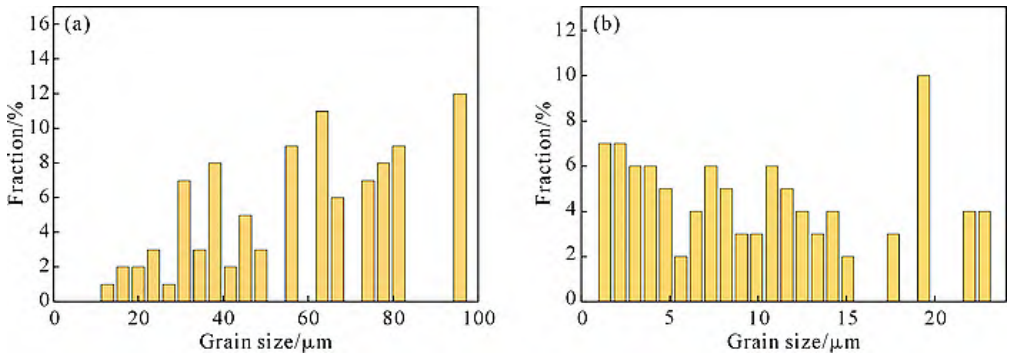


图 5 未变形样品等温不同时间后的晶粒尺寸:(a) 0 h; (b) 96 h

Fig.5 Grain sizes of undeformed samples after holding for different durations: (a) 0 h; (b) 96 h

抗拉强度(UTS)和总伸长率(TEL)汇总于表 3。结果表明样品的屈服强度从 24 h 的 682 MPa 增加至 72 h 的 874 MPa,随后下降至 96 h 的 700 MPa。强度的增加是由于奥氏体转变为贝氏体,而其强度高于奥氏体,导致样品强度提高;强度的下降则是因为随着等温时间的增加,贝氏体板条变大变宽,而贝氏体强度和板条宽度呈现出负相关,此时宽化导致的软化超过了贝氏体硬相含量增加引发的硬化,导致强度的下降。总伸长率在前 72 h 基本保持不变,但在 96 h 后显著提升,4 种状态下的样品拉伸时均未出现颈缩现象, 归因于等温之后板条宽度增加,位错滑移行程变大,材料变形能力增强。

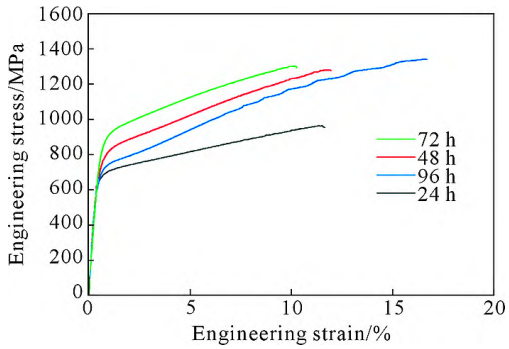


图 6 未变形样品保温不同时间后的工程应力-应变曲线

Fig.6 Engineering stress-strain curves of the undeformed samples after holding for different durations

中国知网 https://www.cnki.net

表3 未变形样品不同等温时间后的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of undeformed samples after holding for different durations

| Holding time/h | YS/MPa | UTS/MPa | TEL/% |
|---|---|---|---|
| 24 | 682 | 964 | 11.65 |
| 48 | 779 | 1 283 | 11.97 |
| 72 | 874 | 1 304 | 10.17 |
| 96 | 700 | 1 347 | 16.72 |

## 2.2 10%轧制量下的变形奥氏体对贝氏体相变和力学性能的影响

由 2.1 节可知，中锰钢中的贝氏体相变极为缓慢，至少需要 72 h 才能基本完成，且需要至少 24 h 的孕育期相变才开始发生。

接下来对固溶水冷后的样品进行 10%冷轧，引入位错结构。图 7 展示了变形样品不同等温时间下的样品微观组织。由图可知，24 h 等温处理后，贝氏体组织开始显现，并逐渐向晶界内部扩展。随着等温时间的延长，珠光体在晶界处开始出现，并呈现条状结构，逐步包围晶粒并向团块状发展，最终在组织中占据主导地位。与未变形样品相比，变形样品中出现了新的组织——马氏体/奥氏体岛(M/A)。

图 8a 显示经过等温处理后，奥氏体的峰值向右移动，表明其稳定性降低。与未变形样品的组织相比，变形样品中珠光体的含量显著增加。珠光体是铁素体与渗碳体的机械混合物，其含量较高时会吸收大量的碳原子。尽管贝氏体相变通常会排出碳原子，但新增的珠光体不仅吸收了贝氏体排出的碳原子，还额外吸收了周围的碳原子，从而导致奥氏体的稳定性降低，并使得这些稳定性降低的奥氏体在水冷过程中产生少量的马氏体转变。根据表 2 和 4 的数据，经 96 h 等温处理的变形样品中贝氏体的含量为

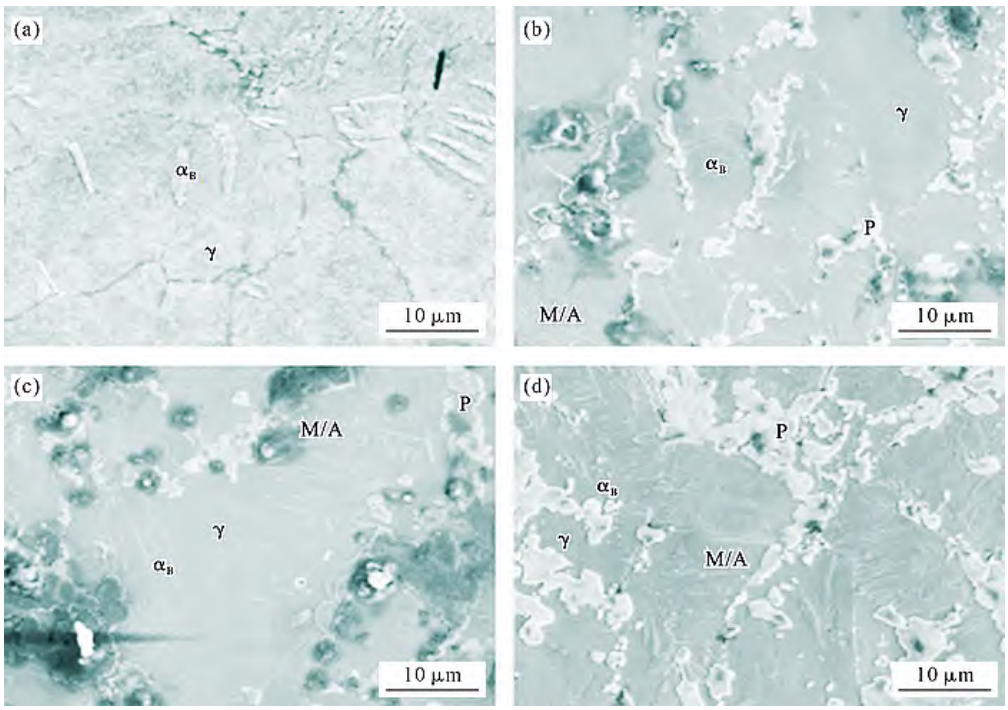


图 7 10%轧制量下不同保温时间的样品组织：(a) 24 h; (b) 48 h; (c) 72 h; (d) 96 h

Fig.7 Microstructures of samples after holding for different durations with 10% cold rolling deformation: (a) 24 h; (b) 48 h; (c) 72 h; (d) 96 h

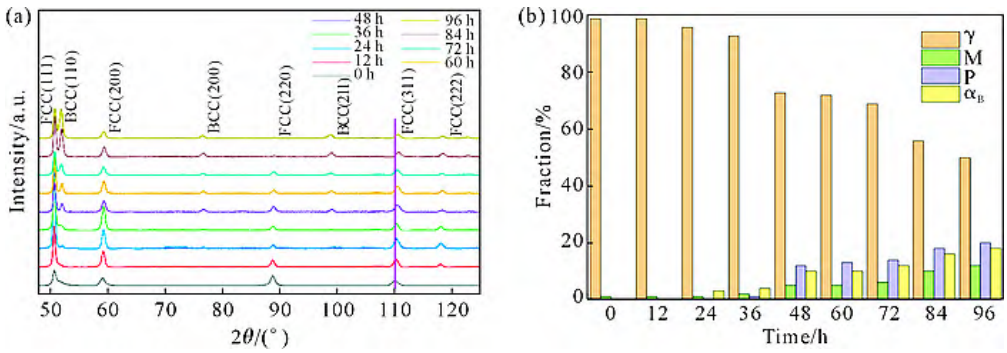


图 8 10%轧制量下不同保温时间微观组织演化：(a) XRD 谱；(b) 相含量随时间演化

Fig.8 Microstructure evolution of samples after holding for different durations with 10% cold rolling deformation: (a) XRD patterns; (b) evolution of the volume fraction of phases with time

中国知网 https://www.cnki.net

表4 10%轧制量下不同保温时间后的样品中各相分数
Tab.4 Volume fraction of phases in the samples after holding for different durations with 10% cold rolling deformation

| Holding time/h | Volume fraction of bainite/% | Volume fraction of martensite/% | Volume fraction of pearlite/% | Volume fraction of retained austenite/% |
|---|---|---|---|---|
| 0 | 0 | 1 | 0 | 99 |
| 12 | 0 | 1 | 0 | 99 |
| 24 | 3 | 1 | 0 | 96 |
| 36 | 4 | 2 | 1 | 91 |
| 48 | 10 | 5 | 12 | 73 |
| 60 | 10 | 5 | 13 | 67 |
| 72 | 12 | 6 | 14 | 64 |
| 84 | 16 | 10 | 18 | 56 |
| 96 | 18 | 12 | 20 | 50 |

18%(体积分数)，显著低于未变形样品的 34%(体积分数)，这表明位错在贝氏体相变中具有加速孕育期和降低最大转变的双重作用。

位错密度的增加会使得晶粒的异质形核位点增加，还会促进晶粒发生回复和再结晶从而细化晶粒。图 9 展示了样品在 96 h 等温处理后的 EBSD 图像。从图中可以观察到，大量细小的晶粒分布在晶界附近，这些晶粒属于 BCC 相，并且相对于周围组织其 KAM 值更低。结合其形态特征，可以基本确定这些晶粒为新生的珠光体组织。这是由于位错在晶界处塞积成为缺陷，珠光体组织沿着晶粒边界消耗位错和 C 原子以促进其形核和长大。

图 10 展示了在 10%轧制量下，样品经过不同等温处理时间后的晶粒尺寸分布。图 10a 为 10%轧制

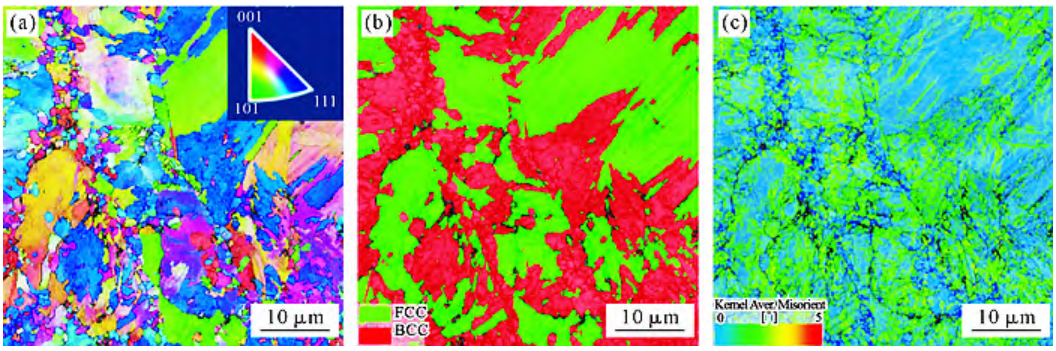


图 9 10%轧制量下经过 96 h 等温时间后的样品 EBSD 像：(a) IPF 图；(b) 相图；(c) KAM 图
Fig.9 EBSD maps of the sample after holding for 96 h with 10% cold rolling deformation: (a) IPF map; (b) phase map; (c) KAM map

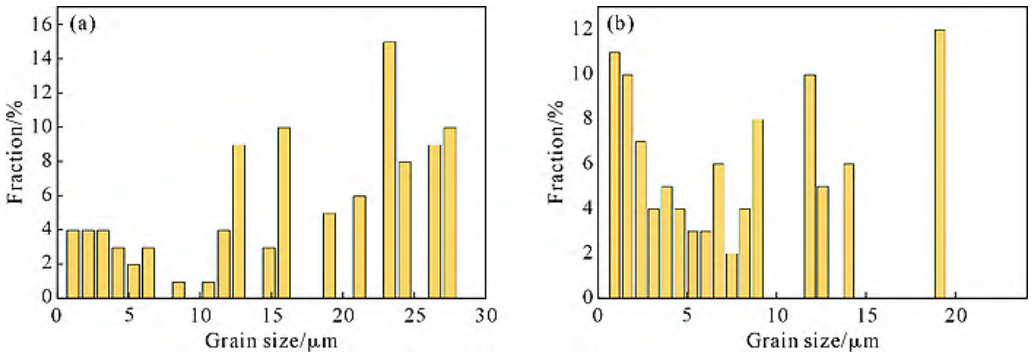


图 10 10%轧制量下样品等温不同时间后的晶粒尺寸：(a) 0 h; (b) 96 h
Fig.10 Grain sizes of samples held for different durations with 10% cold rolling deformation: (a) 0 h; (b) 96 h

后的晶粒尺寸，可以看到轧制后的晶粒尺寸均小于 30 μm，比未变形样品尺寸小得多，说明原来的大奥氏体晶粒破碎成了小晶粒，此时增加的界面会促进非均匀形核提高形核率。经 96 h 等温处理后，晶粒进一步细化，其中直径小于 10 μm 的晶粒占总体的比例为 77%。这是新生成的贝氏体晶粒分割了原奥氏体晶粒与样品发生再结晶晶粒细化一同导致的。

样品的拉伸力学性能如图 11 所示，主要力学性能指标列于表 5。从表 3 和 5 可以看出，在 10%轧制量条件下，变形和未变形样品的屈服强度和抗拉强度的变化趋势一致。其中变形样品经过 24 h 等温处理

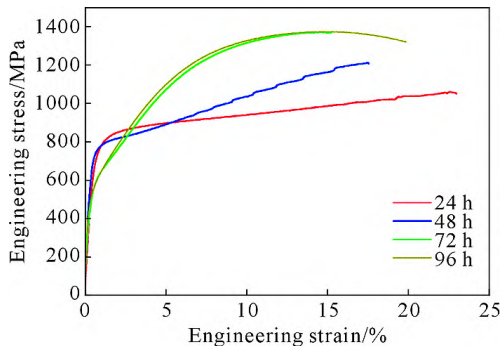


图 11 10%轧制量样品保温不同时间后的工程应力 - 应变曲线
Fig.11 Engineering stress-strain curves of samples after holding for different durations with 10% cold rolling deformation

中国知网 https://www.cnki.net

表5 10%轧制量下不同等温时间后样品的力学性能
Tab.5 Mechanical properties of samples after holding for different durations with 10% cold rolling deformation

| Holding time/h | YS/MPa | UTS/MPa | TEL/% |
|---|---|---|---|
| 24 | 709 | 1 058 | 23.06 |
| 48 | 730 | 1 209 | 17.55 |
| 72 | 540 | 1 369 | 15.29 |
| 96 | 499 | 1 371 | 19.94 |

后，其屈服强度达到 709 MPa，超过了未变形样品的 682 MPa；而在其余保温状态，变形样品的屈服强度均低于未变形样品。这是由于位错回复促进了非均匀形核，抑制了贝氏体含量增加，使得应力分布更均匀，屈服强度降低。就抗拉强度而言，变形样品的表现普遍优于未变形样品。此外，总伸长率方面是先下降后上升，这可能是由于珠光体形成时吸收了 C 原子，降低了奥氏体稳定性，加快了拉伸过程中奥氏体向马氏体的转化速度，降低了总伸长率且贝氏体板条宽度较薄，限制了位错的运动；但在长时间保温后，贝氏体板条宽度变宽，增加位错行程，贝氏体含量增加也分割了奥氏体晶粒，使其碎片化，减缓了 TRIP 效应，促进总伸长率提高。变形后保温 72 和 96 h 的样品拉伸时出现了颈缩现象。

### 2.3 位错对贝氏体相变的影响

在等温过程中，贝氏体板条的宽度会随着处理时间的延长而发生变化。由图 12 可知，对于未变形样品，板条宽度从 0.32 μm 逐渐增加至 0.57 μm。图 13 显示在等温处理期间，变形样品贝氏体板条的宽度从 0.26 μm(24 h)逐渐增大至 0.45 μm(96 h)。在保温 72 h 时，变形样品的贝氏体板条宽度为0.38 μm，大于未变形样品的 0.32 μm。结合表 2 和 4，位错促进了贝氏体的形核速率，使其更快产生，对其的生长也具有一定的促进作用。这是由于缺陷引入奥氏体时作为异质形核点大量促进形核；而当贝氏体生长遇到位错团时，通过扩散机制的生长也得到了加速，但位错对珠光体的促进作用更明显，珠光体消耗了大量非均匀形核位点，导致贝氏体最终含量降低(图 14)。如果将珠光体沿晶界生长的部分称为侵蚀晶界，则统计不同样品不同时间下的侵蚀比例可以发现，变形后的材料珠光体侵蚀晶界的速率和比例远远大于未变形样品，说明变形样品中的珠光体形核和长大速率更快，导致非均匀形核位点被快速消耗，使得贝氏体形核位点减少进而导致贝氏体含量降低。

## 3 结论

(1)中锰钢的贝氏体相变过程极为缓慢，在实验条件下该过程存在较长的孕育期(>24 h)，且相变速率表现出先快后慢的特征。在贝氏体相变过程中，珠光体相变也会同时发生，生成的贝氏体组织呈现出由晶界向晶内发展的板条状结构，而珠光体组织则围绕晶界进行形核生长，呈现出条带状特征。

(2)引入位错后对贝氏体相变产生了正负两方面的影响。一方面，位错的存在减少了贝氏体相变的

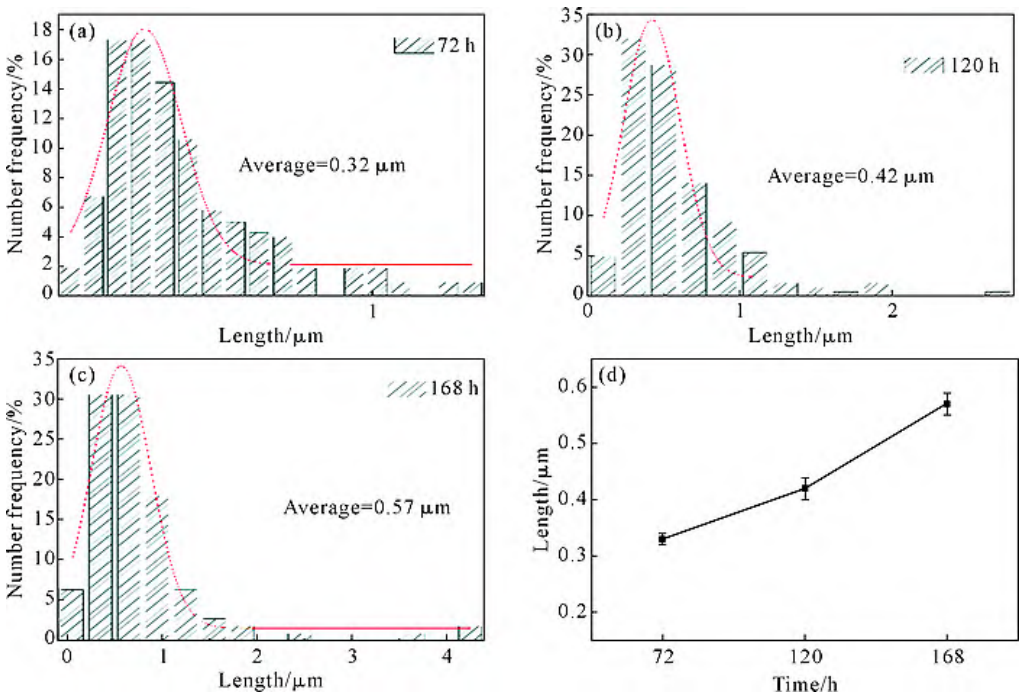


图 12 未变形样品经过不同等温时间后贝氏体板条宽度：(a) 72 h; (b) 120 h; (c) 168 h; (d) 贝氏体平均板条宽度随等温时间的变化
Fig.12 Bainite lath thickness after holding for different durations without deformation: (a) 72 h; (b) 120 h; (c) 168 h; (d) average bainite lath thickness evolution with time

中国知网 https://www.cnki.net

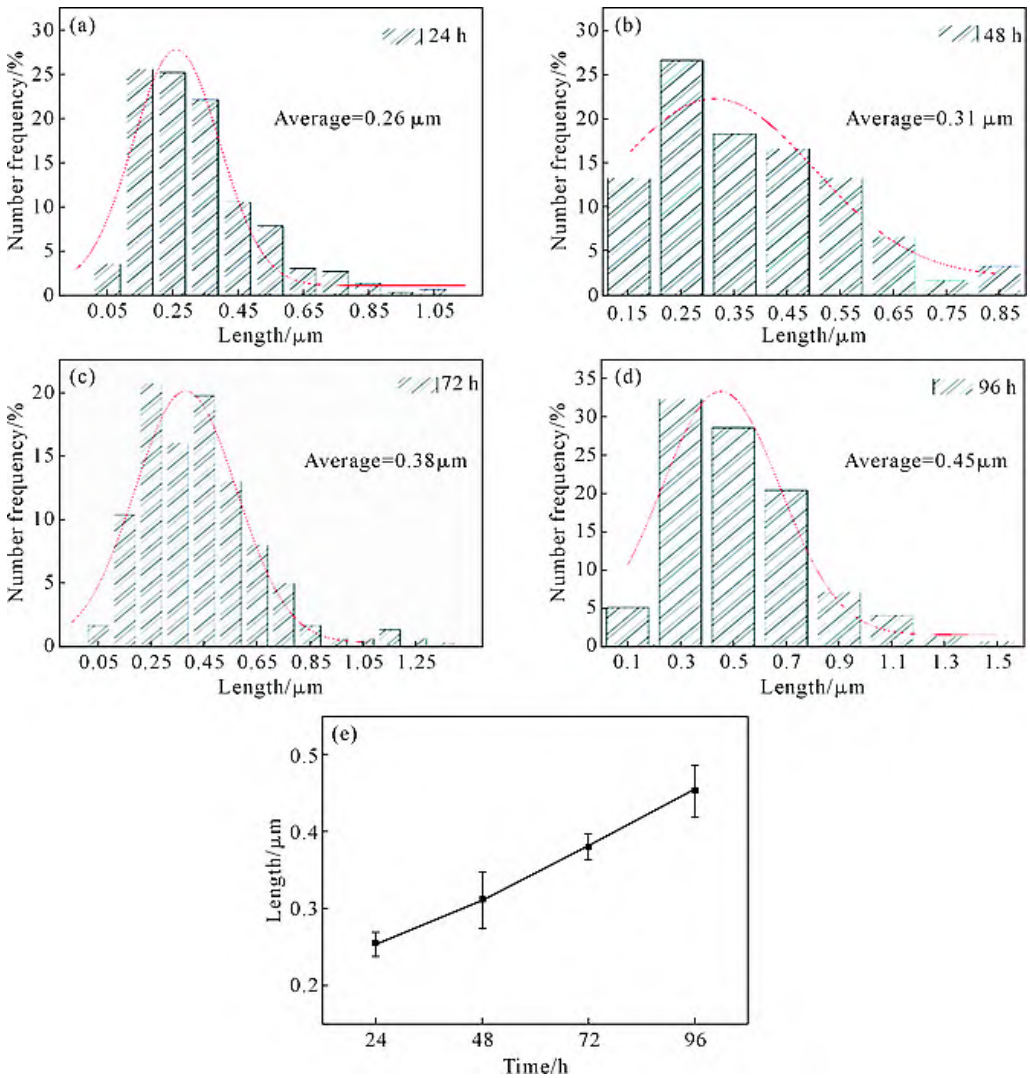


图 13 10%轧制量下经过不同等温时间后的贝氏体板条宽度:(a) 24 h; (b) 48 h; (c) 72 h; (d) 96 h; (e) 贝氏体平均板条宽度随等温时间的变化

Fig.13 Bainite lath thickness after holding for different durations with 10% cold rolling deformation: (a) 24 h; (b) 48 h; (c) 72 h; (d) 96 h; (e) average bainite lath thickness evolution with time

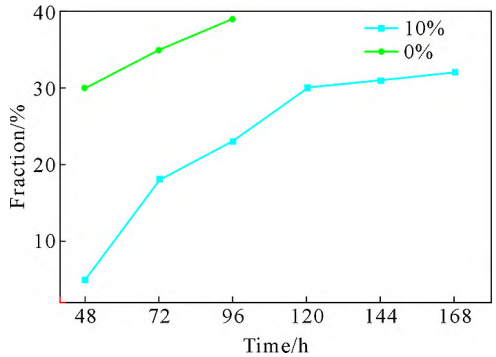


图 14 不同变形量样品经等温处理后的珠光体侵蚀晶界比例

Fig.14 Fractions of pearlite at the grain boundaries after isothermal treatment of samples with different amounts of deformation

孕育期,贝氏体组织提前 24 h 出现;另一方面,位错也降低了贝氏体相变的总体转化量,等温 96 h 后贝氏体含量由未变形的 34%降低至变形的 18%(体积分数),主要是由于位错对珠光体组织的促进作用更明显,由 15%增长为 25%(体积分数),促进了珠光体的形核,增加了其最终转变量。这一过程中晶界处的非均匀形核位点被消耗,大量 C 原子被珠光体吸收,从而降低了奥氏体的稳定性,进而在水冷过程中使得部分奥氏体转变为马氏体。

(3)引入位错后,材料的晶粒尺寸明显减小,尤其在经过长时间等温处理后,这一现象更加明显。这种细化对其变形行为产生了重要影响,在拉伸过程中,材料的总伸长率得到了显著提升,表明其塑性变形能力增强。变形样品保温时间大于 72 h 时,样品会出现颈缩现象,韧性得到了提升。然而,在同样的保温时间下,变形样品的屈服强度却普遍低于未变形样品。这一现象表明,尽管位错的引入有助于改善材料的延展性,但同时也可能导致其承载能力下降。

**参考文献:**

[1] LIU H S, XING Z W, BAO J, SONG B Y. Investigation of the hot-stamping process for advanced high-strength steel sheet by

中国知网 https://www.cnki.net

numerical simulation[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19: 325-334.

[2] LU Q, LAI Q G, CHAI Z S, WEI X L, XIONG X C, YI H L, HUANG M X, XU W, WANG J F. Revolutionizing car body manufacturing using a unified steel metallurgy concept[J]. Science Advances, 2021, 7(49): eabk0176.

[3] RAABE D, SUN B, KWIATKOWSKI DA SILVA A, GAULT B, YEN H W, SEDIGHIANI K, THOUDDEN SUKUMAR P, SOUZA FILHO I R, KATNAGALLU S, JÄGLE E, KÜRNSTEINER P, KUSAMPUDI N, STEPHENSON L, HERBIG M, LIEBSCHER C H, SPRINGER H, ZAEFFERER S, SHAH V, WONG S L, BARON C, DIEHL M, ROTERS F, PONGE D. Current challenges and opportunities in microstructure-related properties of advanced high-strength steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51: 5517-5586.

[4] ZHAO J W, JIANG Z Y. Thermomechanical processing of advanced high strength steels[J]. Progress in Materials Science, 2018, 94: 174-242.

[5] LI Y, SAN MARTÍN D S, WANG J L, WANG C C, XU W. A review of the thermal stability of metastable austenite in steels: Martensite formation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 91: 200-214.

[6] 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.

[7] MA Y. Medium-manganese steels processed by austenite-reverted-transformation annealing for automotive applications[J]. Materials Science and Technology, 2017, 33(15): 1713-1727.

[8] LUO H W, SHI J, WANG C, CAO W Q, SUN X J, DONG H. Experimental and numerical analysis on formation of stable austenite during the intercritical annealing of 5Mn steel[J]. Acta Materialia, 2011, 59(10): 4002-4014.

[9] HAN J, LEE S J, JUNG J G, LEE Y K. The effects of the initial martensite microstructure on the microstructure and tensile properties of intercritically annealed Fe-9Mn-0.05C steel[J]. Acta Materialia, 2014, 78: 369-377.

[10] SEO E J, CHO L, DE COOMAN B C. Kinetics of the partitioning of carbon and substitutional alloying elements during quenching and partitioning (Q&P) processing of medium Mn steel[J]. Acta Materialia, 2016, 107: 354-365.

[11] HE B B, HU B, YEN H W, CHENG G J, WANG Z K, LUO H W, HUANG M X. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels[J]. Science, 2017, 357(6355): 1029-1032.

[12] BHADESHIA H K D H. Bainite in steels: Transformation, microstructure and properties[M]. London: IOM Communications, 2001.

[13] BHADESHIA H K D H. Bainite in steels: Theory and practice[M]. London: CRC Press, 2019.

[14] CABALLERO F G, BHADESHIA H K D H. Very strong bainite [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8 (3-4): 251-257.

[15] 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.

[16] SPEER J G, EDMONDS D V, RIZZO F C, MATLOCK D K. Partitioning of carbon from supersaturated plates of ferrite, with application to steel processing and fundamentals of the bainite transformation [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3-4): 219-237.

[17] TIAN J Y, XU G, ZHOU M X, HU H J, WAN X L. The effects of Cr and Al addition on transformation and properties in low-carbon bainitic steels[J]. Metals, 2017, 7(2): 40.

[18] BHADESHIA H K D H. Nanostructured bainite[J]. Proceedings of the Royal Society A, 2010, 466(2113): 3-18.

[19] HU H J, ZUROB H S, XU G, EMBURY D, PURDY G R. New insights to the effects of ausforming on the bainitic transformation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 34-40.

[20] GONG W, TOMOTA Y, HARJO S, SU Y H, AIZAWA K. Effect of prior martensite on bainite transformation in nanobainite steel [J]. Acta Materialia, 2015, 85: 243-249.

[21] RAVI A M, KUMAR A, HERBIG M, SIETSMA J, SANTOFIMIA M J. Impact of austenite grain boundaries and ferrite nucleation on bainite formation in steels[J]. Acta Materialia, 2020, 188: 424-434.

[22] UMEMOTO M, FURUHARA T, TAMURA I. Effects of austenitizing temperature on the kinetics of bainite reaction at constant austenite grain size in Fe-C and Fe-Ni-C alloys[J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(11): 2235-2245.

[23] HUANG L K, LIU F, HUANG M X. Accelerating bainite transformation by concurrent pearlite formation in a medium Mn steel: Experiments and modelling[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 176: 211-223.

[24] YANG Z G, FANG H S. An overview on bainite formation in steels[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2005, 9(6): 277-286.

(责任编辑:杨浩雪)

中国知网 https://www.cnki.net