

Mo 和 Ni 对高强无碳化物贝氏体钢组织转变与力学性能的影响

Effect of Mo and Ni on Microstructure and Mechanical Properties of Carbide-free Bainite Ultra-high Strength Steels

陈雨来,董长征,蔡庆伍,万德成,李 亮,齐 越

(北京科技大学 高效轧制国家工程研究中心,北京 100083)

CHEN Yu-lai,DONG Chang-zheng,CAI Qing-wu,

WAN De-cheng,LI Liang,QI Yue

(National Engineering Research Center of Advanced Rolling,

University of Science and Technology Beijing,Beijing 100083,China)

摘要: 测定了不含 Mo 和 Ni、含 Ni 和含 Mo 三种成分实验钢的 CCT 曲线,利用扫描电镜、透射电镜观察了连续冷却及轧后空冷条件下三种钢的显微组织变化,并对其力学性能进行了检测分析。结果表明:添加少量 Mo 和 Ni 能有效延迟高强无碳化物贝氏体钢 CCT 曲线中高温铁素体相变,降低 M_s 点,促进贝氏体相变。Mo 和 Ni 的添加可使实验钢轧后空冷组织由铁素体+粒状贝氏体+M/A 混合组织转变为无碳化物贝氏体组织(BF+ A_R),Ni 对贝氏体板条的细化作用比 Mo 显著,但组织中会出现少量粗大贝氏体;Mo 对轧后相变过程中粗大贝氏体的形成有一定抑制作用,可使获得的无碳化物贝氏体组织均匀性更好。Mo 和 Ni 均可有效提高高强无碳化物贝氏体钢的力学性能,其中 Ni 对抗拉强度的提升作用强于 Mo,而 Mo 则更有利于冲击韧性的提高。含 Ni 的 2[#] 实验钢抗拉强度比不加 Ni 和 Mo 的 1[#] 实验钢提高 252MPa,含 Mo 的 3[#] 实验钢-20℃下冲击吸收功比 1[#] 提高 11J。

关键词: Mo/Ni; 高强钢; 显微组织; 无碳化物贝氏体; 力学性能

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.09.004

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)09-0016-06

Abstract: Continuous cooling transformation diagrams of three steels with different composition were determined. Microstructure evolution behavior and mechanical properties of three steels that was formed by continuous cooling and rolling in the air were investigated by transmission electron microscopy and scanning electron microscope. The influences of addition of Mo/Ni on microstructure and mechanical properties of the steels were also analyzed. The results show that adding Mo/Ni can effectively delay ferrite transformation and decrease M_s temperature, which equals to promote medium-temperature bainite transformation. The microstructure of the steels evolves from F+GB+M/A to CFB(BF+ A_R) after adding Mo and Ni alloy. In general, the thickness of bainitic ferrite in No. 2 hot-rolled plate (with Ni) is thinner than No. 3 steel(with Mo) and coarse bainite can be observed in No. 2 steel which leads to a deterioration in toughness. However, the thickness of bainite ferrite in No. 3 steel(with Mo) varies little and the film shaped carbon-enriched remaining austenite well distributes between BF lathes. The mechanical properties tests of three steels indicate that adding Mo/Ni can remarkably improve both tensile strength and toughness, but Mo and Ni have different effects, adding Ni offers a higher strength while adding Mo is more helpful to improve toughness of high-strength steels.

Key words: Mo/Ni; high strength steel; microstructure; carbide-free bainite; mechanical property

高强钢发展至今,其强度已得到大幅提高,但韧性的改善尚不理想。无碳化物贝氏体(Carbide-Free Bainite, CFB)钢在具有较高抗拉强度的同时,其韧性

也有很大程度的提高,相比马氏体高强钢具有更好的综合力学性能。F. G. Caballero 和 H. K. D. H. Bhadeshia 等的研究结果显示^[1,2],无碳化物贝氏体钢

拥有 1600~1800MPa 的抗拉强度,同时保持 10% 以上的伸长率,室温下的韧性性能可与回火马氏体钢相媲美。国内方面,清华大学方鸿生等^[3]在 Mn-B 系空冷贝氏体钢的基础上,开发出了无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢(强度大于 1500MPa),西工大高宽等^[4]也研制了显微组织为 BF 板条+膜状 A_R 的低合金超高强度贝氏体钢(准贝氏体钢),冲击吸收能比高级马氏体钢 23MnNiCrMo 提高了 3 倍以上。高强无碳化物贝氏体钢因其优良的综合力学性能,在各领域有广泛应用。

Si 和 Mn 是高强无碳化物贝氏体钢的主要合金元素,此外,通常还会添加一定量的 Cr,Mo,Ni,B 等元素来控制显微组织结构,以期达到预期组织目标和改善力学性能。Si 作为无碳化物贝氏体钢的主要添加元素,在渗碳体中的溶解度非常低并能够强烈抑制组织转变过程中碳化物从奥氏体中析出,从贝氏体铁素

体中析出的碳富集在残余奥氏体中,并使其稳定到室温,保证了无碳化物贝氏体组织的形成^[5,6]。其他合金元素大多都会增加钢的淬透性,抑制高温转变,促进贝氏体和马氏体相变。关于合金元素 Si,Mn 对无碳化物贝氏体钢组织转变和性能影响的研究很多,而 Ni,Mo 则相对较少^[7-9]。本工作观察了三种成分实验钢连续冷却及轧后空冷条件下的显微组织变化,结合显微组织对三种成分实验钢的力学性能进行了探讨分析,研究了合金元素 Mo 和 Ni 对高强无碳化物贝氏体钢组织转变和力学性能的影响。

1 实验材料与方法

本实验所用材料利用 20kg 真空感应炉进行熔炼获得铸锭,成分范围如表 1 所示。将铸锭锻造成 $H \times B \times L=80\text{mm} \times 80\text{mm} \times 80\text{mm}$ 的热轧实验坯料。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数/%)
Table 1 Chemical composition of designed steels(mass fraction/%)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Nb,V	S,P
1 [#]	0.20-0.22	1.5-1.8	2.0-2.2	0.5-0.8			0.02-0.04	≤0.004
2 [#]	0.20-0.22	1.5-1.8	2.0-2.2	0.5-0.8		0.2-0.4	0.02-0.04	≤0.004
3 [#]	0.20-0.22	1.5-1.8	2.0-2.2	0.5-0.8	0.2-0.4		0.02-0.04	≤0.004

从钢坯上取料,加工成 $\phi 4\text{mm} \times 10\text{mm}$ 的圆柱形试样,在 DIL805 热膨胀试验仪上测定三种合金成分的静态 CCT 曲线。静态 CCT 曲线的测定工艺:将试样以 10℃/s 的速率加热到 1000℃,保温 5min,再以 0.5,1,3,5,8,10,20,80℃/s 的冷速冷却至室温,其工艺曲线如图 1 所示。

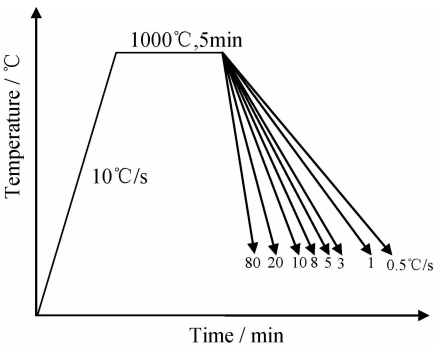


图 1 静态 CCT 曲线测定工艺图
Fig. 1 Schematic diagram for CCT schedule

热轧实验采用再结晶区+未再结晶区两阶段轧制,在北京科技大学高效轧制国家工程研究中心 $\phi 350\text{mm}$ 二辊多功能热轧试验机上进行,先将试样加热到 1200℃,保温 2h,再结晶区开轧温度(Initial Roll-

ing Temperature, IRT) 1150℃,终轧温度(Finish Rolling Temperature, FRT)1000℃,未再结晶区开轧温度 950℃,终轧温度 900℃。经过 7 道次轧制,将 80mm×80mm×80mm 的钢坯轧成 12mm 厚的钢板,轧完全冷至室温。轧制工艺如图 2 所示。

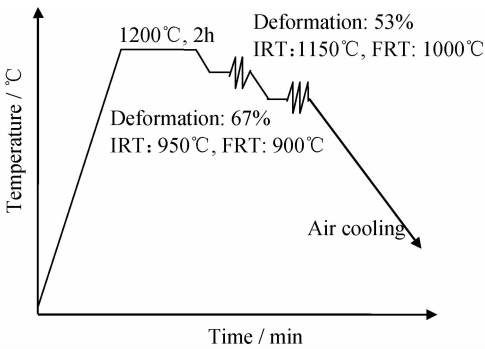


图 2 热轧实验工艺图
Fig. 2 Schedule of hot rolling

在热轧板上横向切取尺寸为 12mm×10mm×12mm 的金相试样,样品经磨制、机械抛光后,用 8% 硝酸酒精溶液浸蚀,在 ZEISS ULTRA55 场发射扫描电镜下进行组织形貌观察。沿钢板轧制方向切取直径为 10mm,标距 50mm 的圆棒拉伸试样,在微电子

万能试验机 CMT4105 上进行拉伸实验。冲击实验在 JB-30B 型冲击试验机上进行,冲击试样规格为 55mm×10mm×10mm,沿钢板横向切取。强塑性指标数据均为 3 个试样的平均值。从金相试样上切取 0.3mm 的薄片,经磨制后在 MTP-1A 型双喷剪薄仪上进行双喷电解抛光制备透射电镜试样,之后利用 H-800 透射电镜进行微观结构、组织形貌的观察和分析。

2 实验结果与分析

2.1 Mo 和 Ni 对 CCT 曲线的影响

图 3 为不含 Mo,Ni 的 1[#],含 Ni 的 2[#] 和含 Mo 的

3[#] 实验钢的连续冷却转变曲线^[10]。由图 3 可见,1[#] 实验钢在低冷速条件下(<3℃/s)有明显的铁素体相变,2[#] 钢虽有铁素体相变但相比 1[#] 钢铁素体转变的冷速范围由 3℃/s 缩小到 1℃/s,3[#] 实验钢无铁素体相变。1[#] 钢的 M_s 为 360℃,添加 Ni 的 2[#] 钢 M_s 降到了 328℃,而含 Mo 的 3[#] 钢 M_s 更是降到了 302℃。这表明 Mo 和 Ni 的添加可以有效推迟高温转变,使 M_s 点下降。与此同时,两种合金元素的添加除略使 B_s 点降低外,对中温贝氏体转变影响并不大,这可能是因为添加合金元素 Mo,Ni 后,其析出物在钢的连续冷却转变过程中钉扎相界,阻止碳原子的扩散,抑制扩散型相变,促进切变型相变,从而容易在中等冷速条件下获得贝氏体组织^[11]。

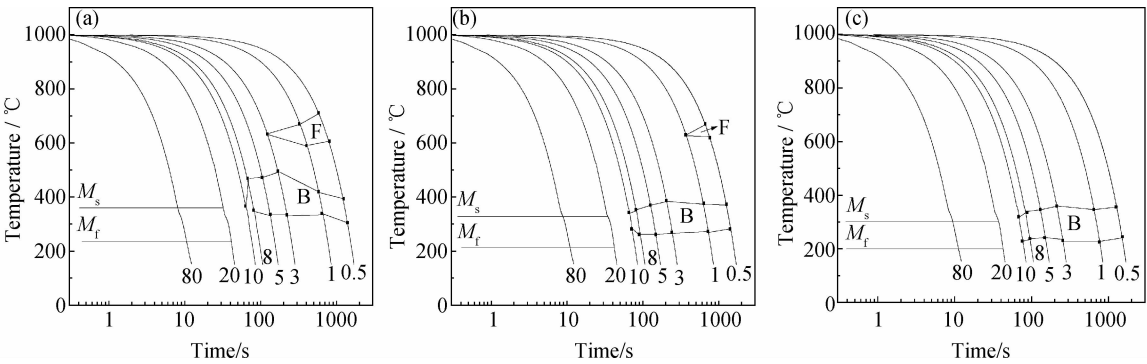


图 3 三种成分实验钢的 CCT 曲线 (a)不含 Mo,Ni,1[#]; (b)含 Ni,2[#]; (c)含 Mo,3[#]
Fig. 3 CCT diagrams of three experimental steels with different composition
(a)without Mo and Ni,1[#]; (b)with Ni,2[#]; (c)with Mo,3[#]

2.2 三种实验钢连续冷却时显微组织的变化

由于 Mo 和 Ni 的添加情况不同,三种成分钢的显

微组织也有很大差异。图 4 为三种成分实验钢在不同冷速条件下的显微组织照片。由图 4 可以看出,奥氏

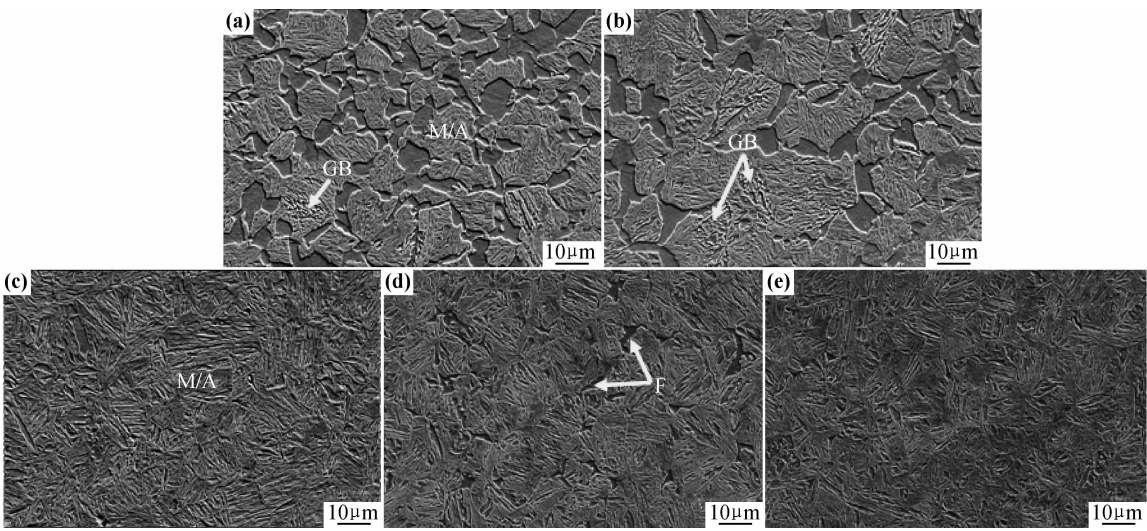


图 4 三种成分实验钢在不同冷速下的显微组织 SEM 照片
(a)0.5℃/s,1[#]; (b)1℃/s,1[#]; (c)10℃/s,1[#]; (d)0.5℃/s,2[#]; (e)0.5℃/s,3[#]
Fig. 4 SEM micrographs of three steels at different cooling rates
(a)0.5℃/s,1[#]; (b)1℃/s,1[#]; (c)10℃/s,1[#]; (d)0.5℃/s,2[#]; (e)0.5℃/s,3[#]

体化后以 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速连续冷却时, 1[#] 钢中出现铁素体、少量粒状贝氏体 (Granular Bainite, GB) 以及 M/A 混合组织。随冷却速率增大, 铁素体的含量逐渐减少。比较 1[#] 钢不同冷速下 SEM 照片, $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速条件下组织中的粒状贝氏体含量大于更低冷速 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时形成的粒状贝氏体, 但是冷速继续增至 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, 组织中不再有粒状贝氏体, 生成的贝氏体都呈板条状。这说明低冷速连续冷却时 1[#] 钢中粒状贝氏体组织含量随冷速增大有一个先增加后减少的过程。

由图 4 还可看出, 添加了 Ni 的 2[#] 实验钢在 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速条件下, 显微组织中仅有极少量的铁素体, 主要为贝氏体和 M/A 组织。而添加了 Mo 元素的 3[#] 实验钢在 $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷速条件下, 显微组织为板条贝氏体和 M/A, 无铁素体和粒状贝氏体组织。这说明 Ni 和 Mo 的添加可以有效抑制铁素体转变, 促进贝氏体和马氏体相变, 并且对贝氏体组织的形貌也有一定影响, 生成的贝氏体组织为板条贝氏体, 与不添加 Mo, Ni 元素时同样冷速下组织中会出现粒状贝氏体有所不同。

2.3 Mo 与 Ni 对实验钢轧后空冷组织的影响

图 5 为三种成分实验钢经同样轧制工艺轧后空冷至室温的 SEM 组织图片。不含 Mo, Ni 的 1[#] 钢轧后空冷室温显微组织相比连续冷却条件下得到的组织, 最明显的变化是组织中生成的贝氏体全部为粒状贝氏体, 为铁素体 + GB + M/A 的混合组织。这是因为轧制过程中产生大量形变, 导致大量位错等缺陷的形成, 相变形核点的增加以及形变能的累积会提高贝氏体相

变点, 有利于粒状贝氏体组织的形成^[12]。

含 Ni 的 2[#] 和含 Mo 的 3[#] 实验钢空冷后的组织均为板条贝氏体组织, 2[#] 钢贝氏体板条粗细不均匀, 板条束长度相差较大, 有粗大贝氏体组织出现, 并且粗大贝氏体内有明显的析出物富集现象。添加 Mo 元素的 3[#] 钢贝氏体板条粗细均匀, 组织中只有极少量粗大贝氏体且尺寸较小, 粗大贝氏体内也无明显析出物聚集的痕迹。这说明添加 Mo 元素比添加 Ni 元素能获得更均匀的空冷贝氏体组织, 并且 Mo 对轧后相变过程中粗大贝氏体组织的形成有一定抑制作用。

有关粗大贝氏体的研究表明^[13], 粗大贝氏体组织对钢的力学性能有很大影响, 会严重降低钢的冲击韧性。粗大贝氏体组织是由在贝氏体转变过程中相邻的贝氏体板条合并形成的, 从而贝氏体板条厚度成倍增加导致组织粗化, 如图 5(b) 中箭头所示。细小的贝氏体板条合并过程中, 原板条间富碳残余奥氏体中的碳会沿相界析出, 所以粗化后的贝氏体中有明显的碳化物富集带。相比含 Mo 的 3[#] 实验钢, 含 Ni 的 2[#] 钢中的粗大贝氏体组织内部可以观察到明显的碳化物析出, 这是因为合金成分不同, 生成的粗大贝氏体组织尺寸不同, 2[#] 钢中的粗大贝氏体相对较大, 由多个贝氏体板条合并形成, 板条间的富碳残余奥氏体含量要大于 3[#] 钢, 所以碳化物析出比较明显。由于 3[#] 钢的粗大贝氏体组织尺寸相比 2[#] 钢的要小, 且数量极少, 因此在 3[#] 钢中粗大贝氏体组织内部只观察到少量的碳化物析出, 如图 5(c) 箭头所示。

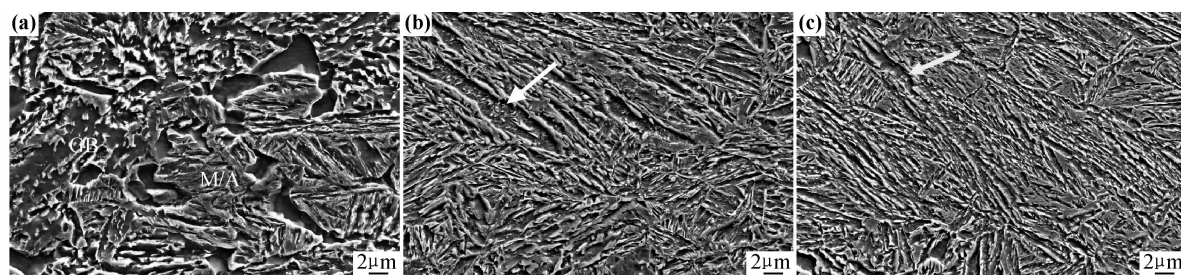


图 5 三种成分实验钢轧后空冷至室温的 SEM 照片 (a) 不含 Mo, Ni, 1[#]; (b) 含 Ni, 2[#]; (c) 含 Mo, 3[#]

Fig. 5 SEM micrographs of three hot-rolled steels (a) without Mo and Ni, 1[#]; (b) with Ni, 2[#]; (c) with Mo, 3[#]

关于粗大贝氏体形成的原因^[14], 主要有两方面的解释: 一是足够大的相变驱动力, 贝氏体板条的合并粗化过程需要提供比正常贝氏体板条长大更多的应变能。此外, 原始奥氏体晶粒的大小也会影响粗大贝氏体组织的形成, 如果原始奥氏体晶粒很细, 晶界对贝氏体板条的长大和合并过程存在阻碍作用。2[#] 和 3[#] 实验钢除 Ni 和 Mo 外其他合金元素添加情况相同, 因为贝氏体相变时, Fe 与合金元素几乎不能进行扩散, 唯有碳可以进行短距离的扩散, 所以合金元素对贝氏体

转变的影响主要体现在对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变速率和对碳扩散速率的影响上。Ni 能降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度, 减少奥氏体和铁素体的自由能差, 也减少了相变的驱动力; Mo 作为强碳化物形成元素, 不是降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度, 而是使之升高, 增加转变的驱动力^[15]。添加 Mo 的 3[#] 钢由于 Mo 的作用形成熔点高且稳定的碳化物, 弥散分布在晶界钉扎奥氏体晶界阻碍其移动, 阻止奥氏体晶粒的长大, 其原始奥氏体晶粒尺寸要小于 2[#] 实验钢, 这可能是 3[#] 钢中粗大贝氏体组织少于 2[#] 钢的原因。

图 6 为 2[#] 和 3[#] 钢的 TEM 照片。可以看出, 添加 Ni 和 Mo 元素后, 实验钢轧后空冷至室温, 所得到的板条贝氏体为板条状贝氏体铁素体, 且在贝氏体铁素体板条间存在膜状残余奥氏体, 属于无碳化物贝氏体组织。2[#] 贝氏体铁素体板条粗细不均, 尺寸范围约为 0.2~0.6 μm , 这可能与组织中出现粗大贝氏体组织 (Coarse Bainite, CB) 有关。3[#] 钢中贝氏体铁素体板条 (Bainite Ferrite, BF) 厚度和板条间的残余奥氏体薄膜分布相对 2[#] 钢来说比较均匀, BF 板条厚度约为

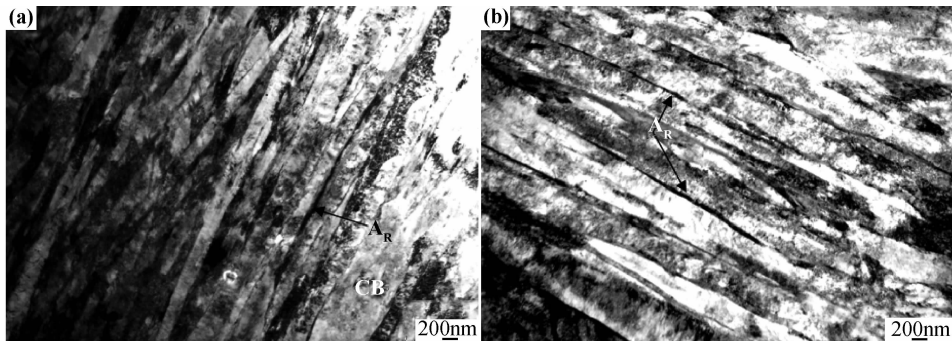


图 6 2[#] 和 3[#] 实验钢的轧后空冷 TEM 照片 (a) 含 Ni, 2[#]; (b) 含 Mo, 3[#]

Fig. 6 TEM micrographs of 2[#] and 3[#] hot-rolled steels (a) with Ni, 2[#]; (b) with Mo, 3[#]

图 7 为三种成分合金钢的抗拉强度和冲击吸收功。不含 Mo, Ni 的 1[#] 实验钢抗拉强度为 1280MPa, 在三种实验钢中最低, 这是因为 1[#] 钢显微组织中的铁素体相为韧性相, 粒状贝氏体组织对抗拉强度的贡献也不如板条贝氏体组织。其 -20℃ 下冲击吸收功也低于 2[#], 3[#] 实验钢, 只有 17J, 这可能有两方面的原因: 一是 1[#] 实验钢组织为 F+GB+M/A 混合组织, 组织均匀性差; 二是粒状贝氏体韧性差, 屈强比低, 硬脆相 M/A 的存在也会明显降低钢的冲击韧性^[17]。

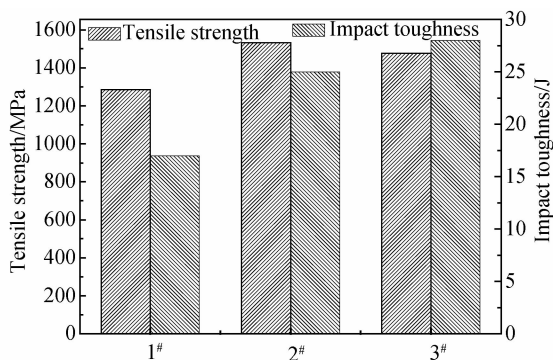


图 7 三种成分实验钢的力学性能

Fig. 7 Mechanical properties of three experimental steels

由图 7 还可以看出, 添加合金元素 Ni 和 Mo 的 2[#] 和 3[#] 实验钢, 抗拉强度分别为 1532MPa 和 1476MPa,

0.4 μm , 无明显粗大贝氏体铁素体板条。根据文献 [16], 无碳化物贝氏体的形成是在贝氏体转变开始时, 形成贝氏体铁素体板条, 在 BF 板条间形成富碳的残余奥氏体膜 (A_R), 由于残余奥氏体膜中碳含量很高, 故其在室温下不发生马氏体相变, 可稳定存在。这些残余奥氏体膜的存在不仅可以细化贝氏体铁素体板条, 当裂纹扩展到该处时, 奥氏体薄膜也会消耗其能量, 致使裂纹扩展受阻, 对高强无碳化物贝氏体钢的力学性能有重要影响。

-20℃ 下冲击吸收功为 25J 和 28J。抗拉强度和韧性性能较 1[#] 实验钢均有很大提升, 这是因为添加合金元素 Ni 和 Mo 后, 空冷组织由 F+GB+M/A 混合组织转变成单一的无碳化物贝氏体组织 (BF+ A_R)。有研究指出^[4], 合金元素 Ni 在含 Mn 的高强无碳化物贝氏体钢提高强度、改善韧性方面具有明显作用, 本工作的研究结果却表明, 加 Ni 对生成的贝氏体铁素体板条细化作用明显, 可使 BF 板条尺寸细化至 0.2 μm , 能显著提高高强钢的抗拉强度, 但不能抑制粗大贝氏体组织的出现, 组织中存在粗大贝氏体导致冲击韧性有所下降, 对高强钢韧性性能的提升作用不如 Mo, 此结论与 F. G. Caballero 等研究结果一致^[18]。通过比较可以看出, 合金元素 Ni 和 Mo 的添加均可以提高高强无碳化物贝氏体钢的抗拉强度和冲击韧性, 但效果有所不同, Ni 元素对合金钢强度的提高作用比 Mo 强, 添加 Mo 元素比 Ni 更有利于韧性性能的提升。

3 结论

(1) 对高强无碳化物贝氏体钢而言, Mo 和 Ni 的添加可以有效推迟高温铁素体转变, 使 M_s 点下降。相较不添加 Ni 和 Mo 的 1[#] 钢, 添加少量 Ni 的 2[#] 钢在 $\geq 1^\circ\text{C/s}$ 冷速下铁素体相消失, M_s 降低了 32℃, 而含 Mo 的 3[#] 钢在 $\geq 0.5^\circ\text{C/s}$ 冷速下无高温铁素体相

变, M_s 降低了 58°C 。

(2)合金元素 Mo 和 Ni 的添加使得实验钢轧后空冷组织由铁素体+粒状贝氏体+M/A 混合组织转变成无碳化物贝氏体组织(BF+A_R);Ni 的添加对贝氏体铁素体板条细化作用明显,但组织中有少量粗大贝氏体,BF 板条厚度尺寸范围约为 $0.2\sim 0.6\mu\text{m}$,Mo 对轧后相变过程中粗大贝氏体的形成有一定抑制作用,可使生成的贝氏体铁素体板条厚度尺寸一致,板条间的残余奥氏体薄膜分布均匀,BF 板条厚度尺寸约为 $0.4\mu\text{m}$ 。

(3)Ni 和 Mo 元素的加入能显著提高高强无碳化物贝氏体钢的抗拉强度和冲击韧性,使其具有更优良的综合力学性能,但效果有所不同;Ni 元素对高强无碳化物贝氏体钢抗拉强度的提高作用比 Mo 强,添加 Mo 比 Ni 更有利于韧性性能的提升。相比不添加 Ni 和 Mo 的 1[#] 钢,含 Ni 的 2[#] 钢抗拉强度比 1[#] 钢高 252MPa,含 Mo 的 3[#] 钢-20 $^{\circ}\text{C}$ 条件下的冲击吸收功比 1[#] 钢高 11J。

参考文献

- [1] CABALLERO F G, BHADSHIA H K D H, MAWELLA K J A, et al. Design of novel high-strength bainitic steels[J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(5): 512-516.
- [2] CABALLERO F G, SANTOFIMIA M J, CAPDEVILA C, et al. Design of advanced bainite steels by optimisation of TTT diagrams and T₀ curves[J]. ISIJ International, 2006, 46(10): 1479-1488.
- [3] 方鸿生, 刘东雨, 常开地, 等. 1500MPa 级经济型贝氏体/马氏体复相钢的组织与性能[J]. 钢铁研究学报, 2001, 13(3): 32-36.
FANG Hong-sheng, LIU Dong-yu, CHANG Kai-di, et al. Microstructure and properties of 1500MPa economical bainite/martensite duplex phase steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2001, 13(3): 31-36.
- [4] 高宽, 王六定, 朱明, 等. 低合金超高强度贝氏体钢的晶粒细化与韧性提高[J]. 金属学报, 2007, 43(3): 315-320.
GAO Kuan, WANG Liu-ding, ZHU Ming, et al. Refinement of grain and enhancement of impact roughness for low-alloying ultra-high strength bainite steels[J]. Acta Metall Sinica, 2007, 43(3): 315-320.
- [5] KOZESCHNIK E, BHADSHIA H K D H. Influence of silicon on cementite precipitation in steels[J]. Materials Science and Technology, 2008, 24(3): 343-347.
- [6] SAHA PODDER A, BHADSHIA H K D H. Thermal stability of austenite retained in bainitic steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(7): 2121-2128.
- [7] 黄进峰, 方鸿生, 徐平光, 等. 硅对中高碳贝氏体铸钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2000, (6): 2-5.
HUANG Jin-feng, FANG Hong-sheng, XU Ping-guang, et al. In-

fluence of Si on structure and properties for bainitic cast steels[J]. Heat Treatment of Metals, 2000, (6): 2-5.

- [8] BARBACKI A, MIKOLAJSKI E. Optimization of heat treatment conditions for maximum toughness of high strength silicon steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 78(1): 18-23.
- [9] ABALLERO F G, SANTOFIMIA M J, CHAO J, et al. Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels[J]. Materials and Design, 2009, 30(16): 2077-2083.
- [10] 徐光, 王巍, 张鑫强, 等. 金属材料 CCT 曲线测定及绘制[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.
- [11] 曹艺, 王昭东, 吴迪, 等. Mo 和 Ni 对低合金耐磨钢连续冷却转变的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 32(5): 74-78.
CAO Yi, WANG Zhao-dong, WU Di, et al. Effect of Mo and Ni on continuous cooling transformation of low alloy wear-resistant steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 32(5): 74-78.
- [12] 周洪宝, 蔡庆伍, 武会宾, 等. 连续缓慢冷却贝氏体转变特征及合金元素分布的影响[J]. 材料工程, 2011, (12): 10-15.
ZHOU Hong-bao, CAI Qing-wu, WU Hui-bin, et al. Transformation characteristic of slowly continuous cooling bainite and effect of alloy elements in microstructures[J]. Journal of Materials Engineering, 2011, (12): 10-15.
- [13] KEEHAN E, KARLSSON L, ANDREN H O. Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals[J]. Science and Technology of Welding & Joining, 2006, 11(1): 1-8.
- [14] BHADSHIA H K D H, KEEHAN E, KARLSSON L, et al. Coalesced bainite[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2006, 59: 689-694.
- [15] 谭起兵, 稀土对 Mn-RE 系贝氏体钢相变动力学及组织的影响[D]. 贵阳: 贵州大学, 2008.
- [16] 李洪波, 刘向东, 金宝士, 等. 一种新型低碳贝氏体钢的研制[J]. 佳木斯大学学报: 自然科学版, 2006, 24(1): 19-21.
LI Hong-bo, LIU Xiang-dong, JIN Bao-shi, et al. Design and manufacture of a new low-carbon bainitic steel[J]. Journal of Jiamusi University: Natural Science Edition, 2006, 24(1): 19-21.
- [17] CHATTERJEE S, BHADSHIA H K D H. TRIP-assisted steels: cracking of high-carbon martensite[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(6): 645-649.
- [18] CABALLERO F G, CHAO J, CORNIDEA J, et al. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 525(2): 87-95.

收稿日期: 2012-04-09; 修订日期: 2013-03-17

作者简介: 陈雨来(1970-), 男, 博士, 副研究员, 主要从事轧钢生产新工艺、新技术, 控制轧制与控制冷却方面研究工作, 联系地址: 北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学冶金工程研究院(100083), E-mail: yulaic@necar.ustb.edu.cn