

摘 要

本研究根据不同贝氏体钢强度级别,分别研究了 TMCP 和等温淬火热处理两种工艺条件下的组织及性能控制机理。针对 TMCP 低碳贝氏体钢,着重研究了变形及冷却工艺对中温相变组织类型、第二相 M-A 岛数量、尺寸等的影响规律,同时研究了中温相变组织及第二相 M-A 岛对强韧性的影响规律。针对超高强度低温贝氏体钢,分别针对高碳和低碳两种成分体系,研究了等温淬火工艺路径对贝氏体相变动力学、板条形态及残余奥氏体体积分数、C 浓度等的影响规律,同时探究了残余奥氏体形态、体积分数、C 浓度等对超高强度贝氏体钢塑性和韧性的影响规律。具体研究内容及研究结果如下:

(1) 针对 TMCP 低碳贝氏体钢,本研究以 Cr 代替 Ni 和 Cu,设计了低成本 Cr-Mo 系低碳贝氏体钢的化学成分。利用热模拟实验,研究了变形和冷却工艺对中温相变组织及第二相(M-A 岛)的影响规律。在此基础上,进行了实验室热轧实验,研究了基体组织及第二相(M-A 岛)对强韧性的影响规律。结果表明:

1) Cr、Mo 复合添加时,C 钢(0.46Cr-0.11Mo)和 B 钢(0.27Cr-0.23Mo)相比,在较高冷却速度($\geq 10^{\circ}\text{C/s}$)下,中温相变温度更低,而且相同冷却速度下前者更容易形成板条贝氏体组织,说明增 Cr 降 Mo 能够有效降低相变温度。

2) 随冷却速度提高,依次发生粒状贝氏体 $\rightarrow$ 针状铁素体 $\rightarrow$ 板条贝氏体转变,且相变温度降低,在 $10\sim 20^{\circ}\text{C/s}$ 冷却速度区间内存在一个相变温度变化较缓的平台区域;三种中温相变组织的纳米硬度规律为:板条贝氏体纳米硬度远高于针状铁素体和粒状贝氏体,针状铁素体纳米硬度略高于粒状贝氏体。随终冷温度降低,组织先后发生粒状贝氏体 $\rightarrow$ 针状铁素体 $\rightarrow$ 板条贝氏体的过渡。提高冷却速度和降低终冷温度都使 M-A 岛体积分数降低,M-A 岛形态由不规则岛状向条棒状过渡,尺寸减小;粒状贝氏体、针状铁素体和板条贝氏体中的 M-A 岛纳米硬度降低。

3) 变形提高了中温相变开始温度, 加快了中温相变速度。中温相变的组织类型主要受温度和冷却速度的影响。变形促进了扩散机制参与中温相变, 并促进晶内形核。相同变形和冷却条件下, 增 Cr 降 Mo 钢更易于形成板条贝氏体, 而且 M-A 岛体积分数增加。在较高终冷温度下形成板条贝氏体。

4) 相同基体组织类型条件下, 随 M-A 岛体积分数提高, 抗拉强度明显提高, 屈服强度变化趋势不明显。提高二阶段轧制压缩比能够有效提高 M-A 岛体积分数, 从而明显提高抗拉强度; M-A 岛体积分数的提高对冲击韧性不利, 但 M-A 岛中残余奥氏体的体积分数的增加能够有效提高冲击韧性。1 μ m 以下的 M-A 岛可以使裂纹在扩展过程中发生弯折有助于改善冲击韧性, 而大块 M-A 岛不能阻止裂纹扩展, 使冲击韧性恶化。

5) 不同的组织类型组合对应不同的强度级别: 组织类型为针状铁素体+粒状贝氏体时, 可以达到 Q550 级; 组织为针状铁素体+一定量板条贝氏体时, 可以达到 Q620 级; 组织以板条贝氏体为主时, 可以达到 Q690 级。与 B 钢相比, 相同变形及冷却条件下 C 钢更容易形成板条贝氏体, 而且其 M-A 岛体积分数较高, 导致其强度显著提高。针状铁素体有效晶粒尺寸远小于板条贝氏体, 裂纹在针状铁素体中弯折次数多, 随针状铁素体体积分数增加, 冲击韧性提高; 随板条贝氏体体积分数增加, 强度提高, 但冲击韧性降低。

6) 与 Cu-Ni-Mo 系低碳贝氏体钢相比, 本研究开发的 Cr-Mo 系低碳贝氏体钢成本降低, 强度、塑性和韧性匹配更高, 且可在同等冷却速度条件下放宽对终冷温度的要求。工业试验结果表明, 本研究得到的实验规律用于指导实际生产获得了良好的效果。

(2) 针对高碳低温贝氏体钢, 本研究分别采用一步和两步等温淬火工艺路线获得了低温纳米贝氏体钢, 并研究了热处理工艺对显微组织、强度-塑性匹配的影响。结果表明:

1) 随着等温淬火温度从 300 $^{\circ}$ C 下降到 250 $^{\circ}$ C, 相变动力学变缓, 贝氏体板条宽度细化。两步等温淬火后, 可以获得两种尺寸态的贝氏体板条, 其板条宽度分别与 300 $^{\circ}$ C 和 250 $^{\circ}$ C 条件下形成的板条尺寸一致。

2) 两步等温淬火条件下, 残余奥氏体体积分数, 特别是残余奥氏体的碳浓度明显增加; 抗拉强度与总伸长率乘积与残余奥氏体体积分数和碳浓度乘积呈线性关系; 与一步等温淬火相比, 两步等温淬火条件下钢板具有更高的

强度-塑性匹配。

3) 一步等温淬火时, 随着等温淬火温度降低, 贝氏体板条纳米硬度增加。由于第二步等温淬火过程中碳的重新分配以及位错密度的降低, 两步等温淬火条件下大尺寸的贝氏体板条纳米硬度接近于 300°C 等温淬火条件, 但细小贝氏体板条的纳米硬度低于 250°C 等温淬火条件。

(3) 针对低碳低温贝氏体钢, 围绕低碳纳米贝氏体钢相变过程中的热力学、动力学、形态学以及强韧性控制机理开展研究。弄清了抑制低碳纳米贝氏体板条聚结行为的机理, 揭示了残余奥氏体的稳定性及形态学因素对塑性和韧性的影响规律。结果表明:

1) 随奥氏体晶粒尺寸减小, 贝氏体相变动力学变慢, 贝氏体相变过程中贝氏体的长大占主导。 1100°C 奥氏体化条件下发生贝氏体的聚结, 但当采用 950°C 奥氏体化, 奥氏体晶粒尺寸细化至 $10.5\mu\text{m}$ 时, 有效抑制了贝氏体的聚结, 得到了均匀的、平均宽度约为 120nm 的贝氏体板条。

2) 通过细化奥氏体晶粒尺寸, 奥氏体晶界面积增加, 缩小了贝氏体发生聚结的空间, 从而有效抑制了贝氏体的聚结。奥氏体晶粒尺寸粗化为贝氏体聚结提供了条件, 从而使原本分布于贝氏体板条之间的薄膜状残余奥氏体被碳化物代替, 从而使其残余奥氏体的体积分数和 C 浓度均比奥氏体晶粒尺寸细化时低; 即奥氏体晶粒尺寸细化能够同时提高残余奥氏体的稳定性和 C 浓度, 这是常规等温淬火工艺难以获得的。

3) 强塑积和伸长率均与残余奥氏体的体积分数和 C 浓度的乘积呈线性关系。通过细化奥氏体晶粒尺寸, 抑制贝氏体聚结, 提供更高体积分数且更稳定的残余奥氏体, 有利于提高强塑性匹配。

4) 聚结贝氏体无法阻碍裂纹的扩展, 因而造成准解理断裂; 薄膜状残余奥氏体具有高的稳定性, 可以有效抑制裂纹的扩展, 增加裂纹弯折次数, 从而有效提高冲击韧性。因此, 提供更高体积分数且更稳定的残余奥氏体, 有利于强度、塑性和韧性的匹配。

1 低碳贝氏体钢的研究现状

1.1 引言

低碳贝氏体钢作为近 20 年来发展起来的一类新钢系，由于碳含量降低，具有良好的焊接性能，可以实现焊前不预热、焊后不进行热处理。添加适当的合金元素，利用控制轧制及控制冷却充分发挥合金元素的作用，通过各强化机制的组合来提高强韧性^[1]。因此，低碳贝氏体钢被国际上誉为 21 世纪钢种^[2]。目前，已经在美国、英国、日本、德国等发达国家的石油天然气管线、工程机械、海洋设施、汽车、桥梁、造船、海军军舰、压力容器等领域得到了广泛的应用，成为与传统铁素体-珠光体钢和马氏体淬火回火钢并列的另一新钢种^[2]。

20 世纪 60 年代，Habraken^[3]发现在连续冷却过程中形成了一种不同于上贝和下贝的组织类型，把 CCT 曲线分成三个区域，如图 1-1 所示。其中在中间冷却速度下形成第二个区域产物，呈“块状”或“粒状”，称其为粒状贝氏体，由等轴铁素体和富碳小岛组成，并认为富碳小岛是由于 C 在奥氏体中

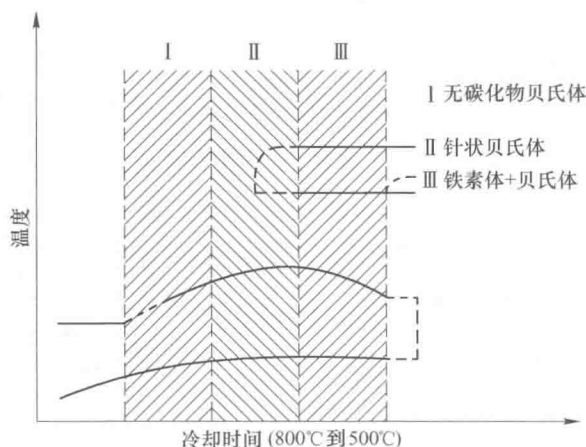


图 1-1 Habraken 描述的连续冷却过程中 CCT 曲线三个区域^[3]

不均匀分布造成的。在此基础上,人们在低碳钢连续冷却过程中形成的粒状贝氏体进行了研究^[4~6],其特征是组织中不存在渗碳体,由板条或非板条形态铁素体及马氏体-奥氏体组成的混合组织组成,后来将这种马氏体-奥氏体组成的岛状组织称为M-A组元^[5],认为这种富C的M-A组元是由于贝氏体相变造成的C的重新分配引起的。于是,人们将贝氏体分类进行了扩充,将无碳化物的组织形态加入传统的上贝和下贝的分类中,称为低碳贝氏体。

对于低碳贝氏体钢,控制轧制和控制冷却中各变形和冷却参数的变化都会对中温相变组织产生影响。目前,对于变形和冷却对贝氏体、针状铁素体等中温相变组织的影响研究较多,但结果存在争议,不同研究者得出的研究结果往往差异很大。另外,变形和冷却对低碳贝氏体钢中第二相M-A岛的影响研究以及M-A岛对强韧性的影响研究普遍还不够深入,研究结论差别也较大。

1.2 变形对中温相变组织的影响

D. Q. Bai等^[7]认为变形温度对贝氏体相变影响不大,但随应变量增加,相变温度略有提高。Shipway^[8]、Larn^[9]、Singh^[10]等与C. S. Chiou等^[11]认为变形引入了大量的位错缠结,抑制了板条贝氏体的生长,从而对板条贝氏体相变具有抑制;同时,变形也改变了贝氏体的组织形态,有利于形成具有不同取向的针状铁素体。Kim等^[12]对不同应变量对针状铁素体的定量分析发现,在850℃,应变量由0增加至0.55时,组织由完全板条贝氏体转变为90%的针状铁素体。Bhadeshia等^[13]研究发现对奥氏体施加低于其屈服强度的外加应力可以使贝氏体相变速度加快,但由于奥氏体力学稳定性提高,最终贝氏体相变分数降低。李星逸等^[14]研究了变形温度、变形速率对Cr-Mn-Mo-B钢连续冷却贝氏体相变的影响。结果表明,在未再结晶区,随变形温度降低,贝氏体相变开始温度提高。这是由于随变形温度降低,奥氏体中位错密度增加,有利于碳的扩散,从而促进了贝氏体转变。V. M. Khlestov等^[15]采用不同钢种研究了变形对贝氏体相变的影响,认为变形对贝氏体相变既有延迟作用,也有加速相变的作用。在贝氏体相变区域的低温部分(250~350℃)奥氏体变形具有延迟相变的作用,而在高温部分(400~500℃)则具有加速作



用。P. Cizek 等^[16]认为在含 Mo 超低碳钢中，奥氏体变形能使粒状贝氏体形核略有加快，但抑制其整体相变；并且他们认为奥氏体变形对板条贝氏体相变影响不大。

几乎所有的研究都表明，奥氏体变形，尤其是未再结晶区变形有利于相变组织的细化。其原因大概有两个方面：（1）变形细化了奥氏体晶粒，即奥氏体晶界面积增加，同时，变形使得奥氏体晶粒内部的位错胞、变形带等缺陷密度增加，奥氏体晶界以及晶粒内部的这些缺陷都能够有效阻碍中温相变组织的长大；（2）奥氏体晶粒内部的位错胞、变形带等缺陷增加了密度，能够为晶内形核提供更多地点，从而使组织细化^[17]。

可见，变形改变了奥氏体晶粒的形状和尺寸，导致奥氏体内缺陷密度增加，碳的扩散也受到影响，这些都将影响中温相变组织的形核与长大，从而使变形奥氏体的贝氏体相变呈现出复杂性。

1.3 变形对 M-A 岛的影响

Chiou 等^[11]和 Yang 等^[18]认为，随变形奥氏体未再结晶区应变量增加，奥氏体自由能升高，从而使贝氏体相变的 T_0 曲线右移，变形虽然促进了针状铁素体相变，但 M-A 岛体积分数降低，如图 1-2 所示。Larn^[9]认为奥氏体变形增加了奥氏体的力学稳定性，导致 M-A 岛体积分数随应变量增加而增加。对 C. H. Lee^[19]的研究结果进行组织分析也发现，随应变量增加，残余奥氏体

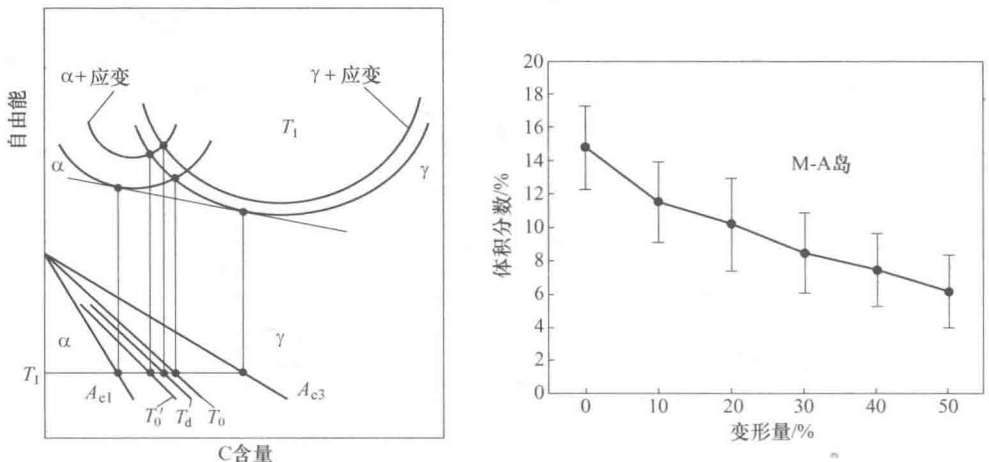


图 1-2 变形对贝氏体相变及 M-A 岛的影响^[11]

量增加。王秉新^[20]认为低温变形引入了较多的位错，奥氏体机械稳定性增加，导致针状铁素体相变结束温度降低，组织中 M-A 岛数量增多。

J. R. Yang 等^[18]研究发现在一定冷却条件下，变形使得 M-A 岛由沿贝氏体板条分布的细长条棒状转变为细小弥散的岛状。D. Q. Bai 等^[17]认为轻微变形对 M-A 岛分布和形态影响不大，但随应变量增大，M-A 岛尺寸减小，分布更加弥散。李星逸等^[14]认为随着变形温度的降低，碳的扩散能力提高，M-A 岛组织尺寸变小，数量增多。而 Wang 等^[21]认为变形温度降低导致奥氏体自由能升高，从而使 T'_0 曲线右移，M-A 岛体积分数降低，如图 1-3 所示。

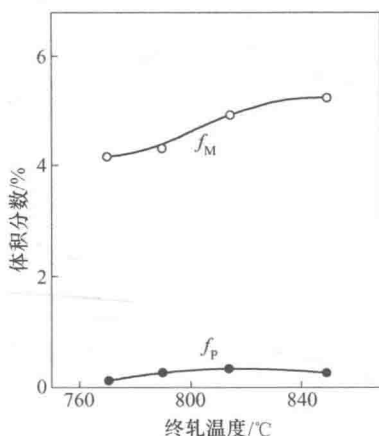


图 1-3 Wang 等得出的 M-A 岛体积分数随变形温度的变化^[21]

可见，上述关于变形对 M-A 岛的影响主要争议之处在于应变量增加和变形温度降低对 M-A 岛体积分数的影响方面。

1.4 冷却对中温相变组织的影响

B. C. Muddle 等人^[22]在对含 Mo、B 低碳贝氏体钢连续冷却转变研究中发现，10℃/s 以下冷却速度范围内，中温相变开始温度对冷却速度变化不敏感，可以在很大冷却速度范围内形成粒状贝氏体等中温相变组织。同时也发现，随冷却速度增加，针状铁素体变细。Wang 等^[21]对低碳微合金钢的连续冷却研究发现，随冷却速度提高，中温相变开始温度明显降低。Han 等^[23]对分别添加 B、B+Cr 和 B+Mo 的低碳钢进行了连续冷却研究，发现前两种钢随冷却速度增加，中温相变温度明显降低，但 B、Mo 复合的实验钢在 0.5~10℃/s

冷却速度范围内中温相变开始温度随冷却速度变化不大。

P. Cizek 等^[16]以及大多数研究者^[7,22,24-26]都认为,对于低碳贝氏体钢,随冷却速度增加,组织类型都将发生先共析铁素体-粒状贝氏体+针状铁素体-板条贝氏体-马氏体的转变,随冷却速度增加,组织细化。而 J. R. Yang 等^[18]在对超低碳贝氏体钢的研究中发现,在奥氏体变形情况下,冷却速度增加易于形成具有板条间不平行的针状铁素体,而降低冷却速度易于形成具有平行板条特征的板条贝氏体。

Zhao 等^[24]认为以单一冷却速度冷却很难控制中温相变产物数量,从而提出对于 Mo、B 低碳钢采用较高冷却速度冷至 550℃ 左右后缓慢冷却的两段式冷却方式,第一段的高冷却速度目的是抑制先共析铁素体形成,第二段缓慢冷却的目的是在针状铁素体区域停留一定时间,形成一定数量的针状铁素体。这种多相组织控制思路值得借鉴,但是,他们并没有对各中温相变组织在冷却过程中的形成条件进行具体研究。

从上述研究中可以看出,冷却速度对中温相变影响较大,但不同成分体系下冷却速度对相变温度的影响规律有所不同。这说明获得特定中温相变组织的冷却速度范围随成分体系的变化呈现出不同特点。另外,对于冷却速度对中温相变组织类型的影响还存在分歧,有待进一步研究;冷却过程中各中温相变组织的形成温度范围、冷却速度范围还有待进一步细致研究。

1.5 冷却对 M-A 岛的影响

冷却速度对 M-A 体积分数的影响目前存在两种截然相反的观点。Wang 等^[21]认为,随冷却速度提高,贝氏体相变温度降低,表现在自由能曲线上为 T_0 线右移,说明贝氏体相变更充分,而对应的奥氏体中 C 含量也更高,从而使获得的 M-A 岛体积分数降低,如图 1-4 所示。另外,随冷却速度升高,M-A 岛在贝氏体基体中的分布更加弥散均匀,尺寸更加细小^[27]。Mazancova 等^[28]在对 Mn-Mo-Nb 系低碳钢中 M-A 岛的形成规律研究中以及 A. B. Cota 等^[29]对 Ni-B 系低碳钢的研究中也发现了这一规律。

然而,从 I. A. Yakubtsov 等^[30]对 Cu-Ni-Mo 系低碳贝氏体高强钢的研究结果看,冷却速度稍低时,M-A 岛体积分数随冷却速度变化不是十分敏感;但当冷却速度进一步提高后,M-A 岛体积分数明显增加。Seung Youb Han 等^[31]

对 API X80 管线钢的冷却条件对力学性能的影响研究中也发现, 随冷却速度增加, M-A 岛体积分数增加。

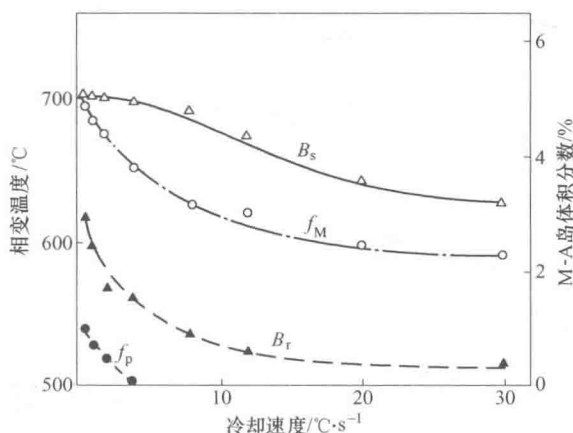


图 1-4 Wang 等得出的 M-A 岛体积分数随冷却速度的变化^[21]

Seung Youb Han 等^[31]认为终冷温度的提高使得 C、Mn 过饱和奥氏体区域变窄, 从而使 M-A 岛尺寸变小, 体积分数降低。A. B. Cota 等^[29]的研究发现随终冷温度降低, M-A 细化, 而且体积分数明显降低。而 Hwang 等^[32]对低碳 Cu-Ni-Mo 系 X70 管线钢研究表明, 终冷温度对 M-A 岛的影响规律性不大, 如图 1-5 所示, 其中 A、B 和 C 分别为不同 C 及合金元素含量的 3 种实验钢。

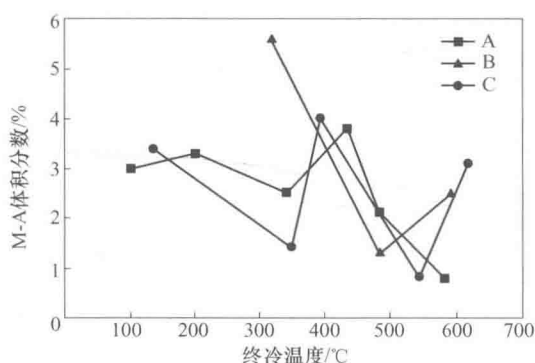


图 1-5 Hwang 等给出的 M-A 体积分数随终冷温度的变化^[32]

上述研究中比较一致的观点是, 随冷却速度增加以及终冷温度降低, M-A 岛形状一般是从不规则岛状向细长且有一定方向性分布的棒状转变^[7,18,33], 这主要是由冷却速度提高导致的中温相变组织形态的变化引起的。

然而,关于冷却速度对 M-A 岛体积分数的影响,以及终冷温度对 M-A 岛体积分数和尺寸的影响规律的认识仍存在较大分歧。

1.6 M-A 岛对强韧性的影响研究

在低碳贝氏体钢中, M-A 岛作为第二相对强韧性的影响越来越受到重视。M-A 岛是在贝氏体相变过程中伴随着 C 的扩散而形成的,这种富碳小岛数量的增加将导致贝氏体中碳含量降低,从而降低贝氏体基体的强度;但同时 M-A 岛作为硬质相,与双相钢中的马氏体的强化效果类似, M-A 岛体积分数的增加又可能导致强度的提高。因此,上述两种因素相互作用,导致 M-A 岛对贝氏体的强化作用比较复杂。Wang Chunming 等^[34]认为 M-A 岛体积分数增加会导致屈服强度升高。Ueda Keiji 等^[35]利用 HOP 工艺研究发现随 M-A 岛体积分数增加,屈服强度降低,而抗拉强度升高,如图 1-6 所示,他们认为屈服强度降低可能与 M-A 岛附近的可移动位错增加有关。Mazancova 等^[28]认为 M-A 岛能够明显提高抗拉强度,但对屈服强度影响较小。

关于低碳贝氏体钢中 M-A 岛对冲击韧性的影响已有相关报道,但是往往存在一定分歧。传统认为^[4,28],随着 M-A 岛的体积分量的增加,钢的韧性显著下降,因此,在 TMCP 工艺中,极力对 M-A 岛进行控制。对焊接热影响区中形成的 M-A 岛的研究较多,大都表明韧脆转变温度随 M-A 体积分数增加而提高^[36,37]。

J. H. Chen 等^[38]认为控制 M-A 岛的尺寸是控制低温断裂过程的主要因素, M-A 岛尺寸大,更容易导致新裂纹形核,并且旧裂纹与新裂纹之间的距离缩短,更容易导致裂纹的扩展。孔君华^[39]也认为,当 M-A 岛组织比较粗大时,对韧性将产生不利影响。因为粗大 M-A 岛与基体之间的相界面可因塑变而诱发出断裂的核心,在外力的作用下,裂纹得以迅速扩展,导致韧性恶化;而细小弥散的 M-A 岛状则不易于激起脆性断裂的裂纹,即使出现裂纹,它的长度也小于裂纹失稳扩展的临界尺寸,对裂纹有阻滞作用,能够保证较高的强韧性^[40]。Hakcheol Lee 等^[41]证实,含有一定残余奥氏体的细小弥散的 M-A 岛可以提高强度,保证较高的塑性。Ueda Keiji 等^[35]利用 HOP 工艺获得了细小弥散的 M-A 岛,发现整体冲击韧性较高,如图 1-6 所示,同时也可以看出,冲击吸收功随 M-A 岛体积分数的增加呈降低趋势。Yong Zhong 等^[42]利用透射

电镜原位观察的方法发现,晶界处薄膜状 M-A 与大角晶界作用类似,能够有效抑制裂纹扩展,从而有助于提高冲击韧性。Seung 等^[31]认为在尺寸细小的针状铁素体基体上弥散分布的大块 M-A 岛可以有效阻止裂纹扩展,减小裂纹扩展路径。

从上述研究中可以看出, M-A 岛的体积分数、尺寸以及 M-A 岛的组织组成(马氏体、残余奥氏体)都会对冲击韧性产生影响。需要特别注意的是, M-A 岛作为低碳贝氏体钢中的第二相,研究其体积分数对冲击韧性的影响时不能忽略基体组织类型的影响。

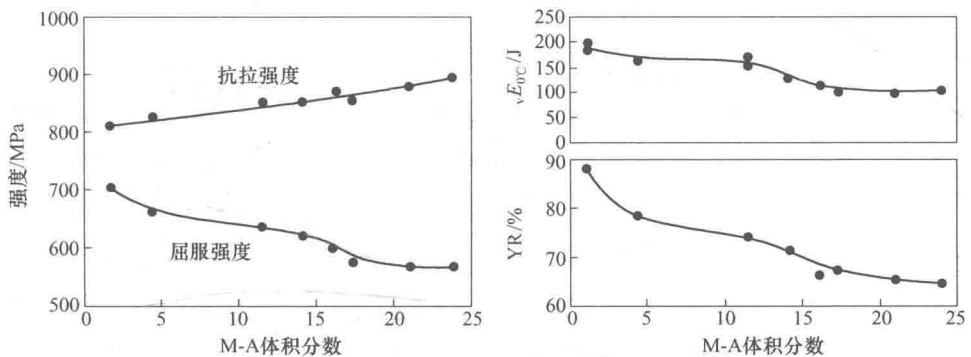


图 1-6 Ueda Keiji 研究的 M-A 岛体积分数与强度的关系^[35]

1.7 低碳贝氏体钢的强韧化机制

1.7.1 低碳贝氏体钢的强化机制

低碳贝氏体钢中, C 含量大幅降低, C 的固溶强化作用减弱, 要获得高强度, 必须依靠其他的强化机制。一般来说, 低碳贝氏体钢中常用的强化机制有: 细晶强化、析出强化和位错强化。

Bhadeshia 等^[43]给出贝氏体钢的屈服强度计算公式如下:

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sigma_c + \sigma_{ss} + K_D \rho_D^{1/2} + K_L L^{-1} + \sigma_P \quad (1-1)$$

式中 σ_{Fe} ——纯基体强度, 一般室温下取 219MPa;

σ_c ——碳引起的固溶强化强度;

σ_{ss} ——置换元素引起的固溶强化强度之和;

K_D ——由位错引起的强化系数，通常取 $7.34 \times 10^{-6} \text{MN/m}$ ；

K_L ——贝氏体板条的强化系数，通常取 115MN/m ；

L ——贝氏体板条宽度；

ρ_D ——位错密度；

σ_p ——析出强化贡献。

对于低碳贝氏体钢， σ_e 的贡献较小。可以通过工艺参数的控制增强位错强化、析出强化及贝氏体相变组织强化效果来实现低碳贝氏体钢的强度提高。

由于贝氏体相变有切变型相变机制的参与，相变能够遗传奥氏体中的高位错密度^[13]，通过加工硬化的奥氏体，以及冷却条件的控制，如降低终冷温度、提高冷却速度的方法可以实现贝氏体中高位错密度。

贝氏体的板条宽度与相变温度有关，相变温度降低对应的贝氏体板条宽度减小。这是由于低温下奥氏体强度提高，在贝氏体相变过程中的塑性协调将会受到影响；另外，相变温度降低，过冷度增加，即增加了贝氏体相变驱动力，使得贝氏体形核速率增加，也将使贝氏体板条宽度减小^[44]。同样，奥氏体强度的提高可以通过热变形实现，Bhadeshia 认为^[44]变形使奥氏体强度提高，将导致贝氏体板条宽度明显减小。因此，通过奥氏体未再结晶区变形、提高冷却速度或者通过添加合金元素降低相变温度都可以减小贝氏体板条宽度，从而提高贝氏体强度。

低碳贝氏体钢中加入 Nb、V、Ti 微合金元素，通过控制轧制及冷却工艺，使这些元素在铁素体中沉淀析出，利用析出强化提高强度。另外，Cu 作为析出强化的主要元素，近年来广泛利用 $\varepsilon\text{-Cu}$ 的析出来提高贝氏体钢的强度^[45-47]。析出粒子对屈服强度的贡献可以表示为^[48]：

$$\Delta\sigma_y = (0.538Gb f^{1/2}/X) \ln(X/2b) \quad (1-2)$$

式中 G ——剪切模量，MPa；

b ——柏氏矢量，mm；

f ——析出粒子的体积分数；

X ——析出粒子直径，mm。

可见，提高析出粒子的体积分数和减小粒子尺寸都可以有效提高屈服强度。由于析出也是一个形核和长大的过程，析出的发生需要 C 原子的扩散才能进行。因此，降低析出温度，增大过冷度可以降低 C 原子的扩散，从而减

小析出粒子尺寸，延迟其长大^[49]；另外，提高基体中的位错密度，可以为析出提供更多形核地点，从而使析出更细小弥散^[50,51]。

1.7.2 低碳贝氏体钢的韧化机制

钢的低温冲击韧脆转变温度可以表示为^[24]：

$$V_{\text{TTS}} = f(\sigma_0 + \sigma_{\text{ss}} + \sigma_{\text{d}} + \sigma_{\text{p}}) - k'D^{-1/2} \quad (1-3)$$

可见，固溶强化、位错强化、析出强化带来的强度提高势必导致冲击韧性的下降，而晶粒细化却可以在提高强度的同时提高冲击韧性。贝氏体钢中的板条贝氏体对提高强度非常有利，但是研究表明，对于低碳贝氏体钢，晶粒尺寸的概念与铁素体钢有所区别。由于晶体学特点，通常将贝氏体板条束尺寸作为贝氏体的“有效晶粒尺寸”^[52]。在贝氏体板条束内部，所有贝氏体板条具有相似的晶体学取向，板条间取向差一般低于 15° 。众所周知，晶界取向差大于 15° 的晶界通常称为大角晶界，反之为小角晶界。大角晶界能有效抑制裂纹扩展，而小角晶界阻碍裂纹扩展的能力较差^[42]。因此，对于低碳贝氏体钢，贝氏体板条束界面能够阻碍裂纹扩展的，而贝氏体板条界面作用较小。因此，尽管板条贝氏体能够提供高强度，但完全的板条贝氏体组织通常低温冲击韧性较差^[53]。T. Hayashi 等^[54]研究发现，低碳贝氏体钢中韧性控制单元的尺寸与贝氏体板条束尺寸相当，因此，通过奥氏体变形细化贝氏体板条束可以提高冲击韧性。然而，这种细化程度有限，贝氏体板条束尺寸通常为数微米，仍较大^[6,55]，这样，裂纹会很容易在贝氏体板条之间扩展，造成冲击韧性降低。

D. V. Emonds 等^[53]指出，针状铁素体与贝氏体组织相比，具有高的韧性，原因是贝氏体具有较大的断裂单元，而针状铁素体由于针状板条之间相互交错分布，针状板条间通常为大角度晶界，因此，具有较小的断裂单元，如图 1-7 所示^[53]。因此，针状铁素体具有优异的低温冲击韧性。

实践证明，混合组织比单一的板条组织具有更好的冲击韧性^[56]。这是因为，解理裂纹能够很容易在全板条中扩展，然而当出现不同取向的组织时，频繁的扩展方向偏转会使得裂纹的能量降低，从而会阻碍裂纹扩展^[17]。因此，可以通过对针状铁素体和板条贝氏体相变进行精细控制，实现低碳贝氏体钢的高强韧性。

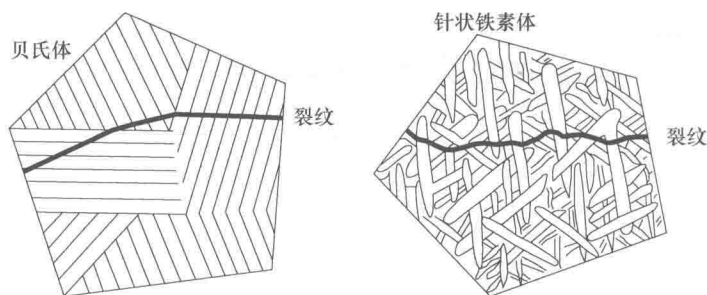


图 1-7 板条贝氏体和针状铁素体裂纹扩展路径^[53]

1.8 目前存在的主要问题

目前,在对高性能低碳贝氏体钢的研究开发中存在的主要问题如下:

(1) 为避免 Cu 的加入引起的热脆性,一般必须同时加入 Ni。Ni 是非常昂贵的元素,其添加将造成生产成本的大幅提高。

(2) 对于变形对各中温相变组织的影响规律认识上存在较大分歧。

(3) 对于变形(变形温度、应变量)对中温相变第二相 M-A 岛的数量、尺寸的影响规律目前存在较大分歧。

(4) 对于冷却速度对中温相变温度的影响规律,不同研究者得出的研究结果存在较大差异。冷却速度对中温相变组织类型的影响还存在分歧,有待进一步研究;冷却过程中各中温相变组织的形成温度范围、冷却速度范围还有待进一步细致研究。

(5) 冷却速度对 M-A 岛体积分数的影响规律认识上存在重大分歧;终冷温度对 M-A 岛体积分数、尺寸的影响规律存在较大分歧。

(6) M-A 岛体积分数、尺寸及分布对强韧性的影响规律尚没有进行系统研究。

因此,充分利用变形及冷却参数对各中温相变组织进行控制,掌握各中温相变产物的相变条件及其影响因素,以及第二相 M-A 岛体积分数、分布和尺寸的影响因素,从而做到对组织和性能的精细控制,实现低成本高性能的目标,这是目前亟需解决的问题。

1.9 研究思路

当今低碳贝氏体钢,一般分为两种成分设计路线^[57]:其一,以铜的析出

强化为主,其成分体系一般为 Mn、Cu、Ni 和 Mo,合金含量较高。其二,以相变强化为主,利用中温转变组织实现细晶强化和位错强化。我国的低碳贝氏体钢主要以第二种成分设计路线为主,除微合金元素外,也将 Cu、Ni 和 Mo 作为主要添加元素^[58,59]。Ni 和 Mo 都是非常昂贵的元素,其添加将造成生产成本的大幅提高。传统调质高强钢研究中发现,Cr、Mo 复合添加是提高淬透性非常有效的元素^[60-62];在含 C 量为 0.18% 的含 Mo 钢中加入 Cr 能够有效促进贝氏体相变,保证高的强韧性^[4];在对含 Cr 低碳焊材的研究中也发现 Cr 的添加对于形成硬相板条贝氏体组织非常有利^[63-65],而且相比之下,Cr 比 Ni 的价格便宜十几倍。但是,对 C 含量进一步降低至 0.1% 以下的低碳钢中 Cr-Mo 系低碳贝氏体钢的研究很少。开发 Cr-Mo 系低碳贝氏体钢成为降低成本的另一选择。

在 TMCP 广泛应用以前,HSLA 钢的成分一般采用 Cr、Mo 系,目的是增加调质过程中钢的淬透性。国内外对于调质过程中 Cr 的作用有不少研究^[60,61,66],Cr 和 Mo 都是提高淬透性非常有效的元素^[62]。而且,Cr 相对 Mo 和 Ni 元素来说,价格上要便宜得多。

由于目前低碳贝氏体钢开发过程中的偏重,在低碳/超低碳钢中对于 Cu、Mo、Ni 和 Nb 对组织及力学性能的影响研究很多^[63,67-69]。对于 Cr、Mo 系低碳钢中 Cr 的作用方面也有一些研究,尽管 C 含量都相对较高 ($\geq 0.15\%$),但可以看出 Cr 能够有效促进贝氏体相变^[4]。在焊接金属中对 Cr 的研究表明,Cr 的加入可以有效促进板条贝氏体相变^[63-65]。然而,对于含碳量低于 0.1% 的低碳钢中 Cr、Mo 对控轧控冷低碳贝氏体相变的影响研究较少。

上述研究工作启发我们思考,在低碳/超低碳钢中 Cr 是否同样有如此显著的效果,Cr 对中温相变的影响规律能否应用于低碳/超低碳高强度贝氏体钢的开发工作。因此,本文拟采用 Cr 代替 Cu 和 Ni,以 Cr、Mo 复合添加,辅以微合金元素 Nb、V、Ti、B 微合金化,并在此基础上进一步增 Cr 降 Mo。

对于 Cr-Mo 系低碳贝氏体钢,对控轧控冷过程中 Cr、Mo 元素、变形及冷却工艺参数对中温相变组织和第二相的影响,以及中温组织和第二相对最终力学性能的影响进行系统研究,对低成本高性能低碳贝氏体钢的生产具有重要的理论指导意义。

参 考 文 献

- [1] 翁宇庆, 等. 超细晶钢——钢的组织细化理论与控制技术 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003: 273~274.
- [2] 贺信莱. 21 世纪新钢种——低碳贝氏体钢 [J]. 金属世界, 1996, 6: 3~4.
- [3] Habracken L J, Economopoulos M. Transformation and Hardenability in Steels [A]. Climax Molybdenum Company [C]. Ann Arbor, Michigan, 1967: 69~108.
- [4] Mangonon P L. Effect of alloying elements on the microstructure and properties of a hot-rolled low-carbon bainitic steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1976, 7: 1389~1400.
- [5] Biss V, Cryderman R L. Martensite and retained austenite in hot-rolled low-carbon bainitic steels [J]. Metallurgical transactions, 1971, 2: 2267~2276.
- [6] Ohtani H, Okaguchi S, Fujishiro Y, et al. Morphology and properties of low-carbon bainite [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1990, 21: 877~888.
- [7] Bai D Q, Yue S, Maccagno T M, et al. Continuous cooling transformation temperature determined by compression tests in low carbon bainitic grades [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29: 989~1001.
- [8] Shipway P H, Bhadeshia H K D H. Mechanical Stabilization of Bainite [J]. Materials Science and Technology, 1995, 11 (11): 1116~1128.
- [9] Larn R H, Yang J R. The effect of compressive deformation of austenite on the bainitic ferrite transformation in Fe-Mn-Si-C steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 278 (1-2): 278~291.
- [10] Singh S B, Bhadeshia H K D H. Quantitative evidence of mechanical stabilization of bainite [J]. Materials Science and Technology, 1996, 12 (7): 610~612.
- [11] Chiou C S, Yang J R, Huang C Y. The effect of prior compressive deformation of austenite on toughness property in an ultra-low carbon bainitic steel [J]. Materials Chemistry and Physics, 2001, 69 (1-3): 113~124.
- [12] Kim Y M, Lee H, Kim N J. Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 478: 361~370.
- [13] Bhadeshia H K D H. Bainite in Steels: Transformation, Microstructure and properties (second edition) [M]. London: The Institute of Materials, 2001: 19~61.
- [14] 李星逸, 刘文昌, 郑炀曾, 等. 热变形条件对一种 Cr-Mn-Mo-B 钢连续冷却贝氏体转变

- 的影响 [J]. 钢铁, 1998, 33 (4): 40~43.
- [15] Khlestov V M, Konopleva E V, Mcqueen H J. Kinetics of Austenite Transformation during Thermomechanical Processes [J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 1998, 37 (2): 75~89.
- [16] Cizek P, Wynne B P, Davies C H J, et al. Effect of Composition and Austenite Deformation on the Transformation Characteristics of Low-Carbon and Ultralow-Carbon Microalloyed Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33: 1331~1349.
- [17] Bai D Q, Yue S, Maccagno T M, et al. Effect of deformation and cooling rate on the microstructures of low carbon Nb-B steels [J]. ISIJ International, 1998, 38 (4): 371~379.
- [18] Yang J R, Huang C Y, Chiou C S. The influence of plastic deformation and cooling rates on the microstructural constituents of an ultra-low carbon bainitic steel [J]. ISIJ International, 1995, 35 (8): 1013~1019.
- [19] Lee C H, Bhadeshia H K D H, Lee H C. Effect of deformation on the formation of acicular ferrite [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 360: 249~257.
- [20] Wang B X, Jiang Y T, Xu X D, et al. Effect of austenite deformation on continuous cooling transformation microstructures for 22CrSH gear steel [J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2007, 14 (1): 69~73.
- [21] Wang S C, Yang J R. Effects of chemical composition, rolling and cooling conditions on the amount of martensite/austenite (M/A) constituent formation in low carbon bainitic steels [J]. Materials science and engineering A, 1992, 154: 43~49.
- [22] Muddle B C, Cizek P, Wynne B P, et al. Microstructure in controlled-rolled low-carbon microalloyed steels [C]. Proceedings from Materials Solutions'97 on Accelerated Cooling/ Direct Quenching Steels, 1997: 125~134.
- [23] Han F T, Hwang B C, Suh D W, et al. Effect of molybdenum and chromium on hardenability of low-carbon boron-added steels [J]. Metals and Materials international, 2008, 14 (6): 667~672.
- [24] Zhao Y Y, Shang C J, Yang S W, Wang X W, He X L. The metastable austenite transformation in Mo-Nb-Cu-B low carbon steel [J]. Materials science and engineering A, 2006, 433: 169~174.
- [25] Ghosh A, Das S, Chatterjee S, et al. Effect of cooling rate on structure and properties of an ultra-low carbon HSLA-100 grade steel [J]. Materials Characterization, 2000, 56: 59~65.
- [26] Hwang B C, Lee C G, Lee T H. Correlation of microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed low-carbon steels containing boron and copper [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41: 85~96.