

贝氏体的转变机制 和高强度贝氏体钢 设计

陈 铭 谟 著

国防工业出版社

贝氏体的转变机制和 高强度贝氏体钢设计

陈 铭 谟 著

国防工业出版社

内 容 简 介

本书以合金结构钢的过冷奥氏体转变动力学和转变产物的显微组织为依据,分析研究奥氏体的转变机制和高强度贝氏体钢的设计。即在转变机制方面,以对转变动力学和显微组织的分析为依据,提出粒状贝氏体、上贝氏体、下贝氏体和块状贝氏体等的转变机制,概括出它们的共性,从而提出新的贝氏体定义和分类方法;在钢的设计方面,以同样的分析为依据,提出高强度贝氏体钢和等温淬火贝氏体钢获得必要的淬透性和强度、韧性的途径,从而提出设计应有的考虑。

由于本书对贝氏体转变和贝氏体钢设计作了较全面系统的分析总结,因而可供从事材料工作的科技和教学工作者参考。

贝氏体的转变机制和 高强度贝氏体钢设计

陈 铭 漠 著

责任编辑 李永亨

*

国防工业出版社出版、发行

(北京市车公庄西路老虎庙七号)

新华书店经售

国防工业出版社印刷厂印装

*

787×1092 1/32 印张 6 131千字

1989年3月第一版 1989年3月第一次印刷 印数: 00,001—1,280册

ISBN 7-118-00439-1/TG40 定价: 3.40元

目 录

第一章 绪论	1
一、贝氏体转变的研究成果和存在问题	1
二、高强度贝氏体钢的发展及面临问题	4
第二章 钢中贝氏体的转变机制	10
一、从等温转变曲线看贝氏体转变的特性	10
二、从马氏体转变到下贝氏体转变机制	23
1. 一些与下贝氏体转变有关的马氏体转变特征	23
2. 下贝氏体转变机制	31
三、上贝氏体、粒状贝氏体和块状贝氏体的转变 机制	56
1. 上贝氏体转变机制	56
2. 粒状贝氏体转变机制	67
3. 块状贝氏体转变机制	78
四、贝氏体的定义	87
第三章 高强度高韧性贝氏体钢设计	90
一、钢种设计的一般原则	90
二、贝氏体钢和等温淬火贝氏体钢设计	107
1. 贝氏体的组织获得	107
2. 贝氏体的强度和韧性	136
3. 贝氏体钢和等温淬火贝氏体钢例析	169
参考文献	182

第一章 绪 论

一、贝氏体转变的研究成果和存在问题

1971年国外举行了一次有关贝氏体反应的讨论^[1]。这是一次十分有益的讨论。讨论的题目是，(1)什么是贝氏体？(2)贝氏体铁素体的成长机制。(3)贝氏体碳化物析出源。这些题目给人们的启示：要回答什么是贝氏体这一基本问题，必先研究贝氏体铁素体和碳化物的成核和成长过程，即研究贝氏体的转变机制，为此后工作指出了方向。在讨论中指出，过去主要是从显微组织（包括晶体学）、转变动力学和表面浮凸效应等方面来研究和定义贝氏体的，此后应将浮凸效应摒弃。这在方法上为贝氏体转变研究指明了道路。因此，近十余年来，在贝氏体研究中，除组织与性能关系外，在贝氏体的显微组织^[2~10]和转变动力学^[11~16]等方面进行了较多的工作，并在此基础上提出了一些贝氏体转变机制的假说^[7,8,16~19]。

如果将前人的工作加以概括分析，可以认为，他们为各类贝氏体的转变机制的建立提供了可贵的实践和理论基础。(1)从下贝氏体看，他们以含硅钢作为主要研究对象，对经典的下贝氏体片的精细结构作了精密的观察分析，不仅发现了贝氏体铁素体片中存在着与碳化物共存的残余奥氏体，从而确立了贝氏体中的碳化物是从奥氏体中析出的^[8]，否定

了下贝氏体类同于回火马氏体^[20]的论点；确立了下贝氏体中碳化物析出是属于贝氏体转变的第二过程^[9,16]，甚至在不太长的等温时间内下贝氏体片中可能没有 ε -碳化物析出^[18]。在这些工作的基础上，他们提出了一些下贝氏体转变机制的假说。（2）从上贝氏体看，虽然由于巴德夏（Bhadeshia）等人^[9,16]离开了经典的上贝氏体定义，将条片间没有碳化物的下贝氏体看成是上贝氏体，虽然由于托马斯（Thomas）等人^[8]将宏观下贝氏体透镜片的垂直于厚度方向的薄片截面看成是上贝氏体条束，近年来对上贝氏体的研究不够多；由于上贝氏体形成温度较高，组织较为粗大，易于观察分析，从过去观察到的上贝氏体铁素体条沿长轴方向的曲折取向，从在光学显微镜和电子显微镜下观察到的铁素体条在径向上的尺度差异，足以说明上贝氏体条束中的铁素体条是由一些亚结构条以“竹节式”作轴向成长形成的^[8]。（3）从粒状贝氏体看，虽然由于未能将粒状贝氏体同块状贝氏体加以正确区分、影响了转变机制的建立，但是，由于粒状贝氏体形成温度高，易于观察分析，由于近年来国内外均作了较多研究^[2~4]，特别是桑德维克（Sandvick）近期对块状贝氏体的形态和形成过程作了极为详尽的描述，为粒状贝氏体和块状贝氏体的区分提供了依据。由此说明，在前人工作和我们自己实践的基础上，概括出各类贝氏体的转变机制是可能的。

上述的“讨论”和近十余年的工作也说明，目前回答“什么是贝氏体？”这一问题仍有待解决。究其原因，看来，首先是在研究方法上值得商榷。显然，要为贝氏体下定义，必须较全面地建立各类贝氏体的转变机制，再从这些机制概括出共性以定义贝氏体。如果以此为尺度来回顾“讨论”中

反映出来的研究方法，弱点是很明显的。(1) 讨论双方同意将讨论限于上、下贝氏体，没有顾及粒状等其它类别的贝氏体，因而他们不可能作出包括各类贝氏体特征的定义。因此，讨论双方虽然在机制讨论中存在着根本分歧，但在什么是贝氏体这一问题上却提出了基本相同的定义，即贝氏体是非片层状的铁素体-碳化物集合体。如果将上、下贝氏体同珠光体作对比，这一定义可能有其意义，但对粒状贝氏体等则是不合适的；重要问题还在于，它不是从转变机制概括出来的组织形态特征，因而它不能本质地表述贝氏体的组织特征。(2) 讨论双方的根本分歧是，一方将贝氏体转变类同于马氏体转变，认为是切变相变；另一方将贝氏体铁素体成长类同于魏氏铁素体，认为是以突台机制成长。无疑，作为中温转变的贝氏体转变，需要同高温区和马氏体区转变作对比研究，并从它们之间的异同认识贝氏体转变的性质。但是，为了定义贝氏体，对比研究的着眼点应在于找出贝氏体转变不同于其它转变的特性，如果企图用切变相变或突台机制来概括贝氏体转变，将不仅无助于对贝氏体转变特征的认识，还将有损于贝氏体转变作为独特转变的依据。遗憾的是，直到今天这一分歧依然严重存在^[21]。

可能正是由于这一原因，持切变相变机制的人因袭着用研究马氏体转变，即用马氏体唯象（晶体学）理论的研究方法来研究下贝氏体转变，侧重在转变的始态和终态间的晶体学研究，而忽略了对贝氏体铁素体成核和成长过程的研究；持突台机制的人虽然在对高温区转变研究中取得了许多可贵的成果^[22~27]，但是，他们将这一理论用于贝氏体转变时看来存在着困难^[21]。

直到1982~1984年桑德维克和魏曼(Wayman)^[18,19,28~33]

才在研究方法上有了重要的突破。魏曼是遵循唯象理论来研究马氏体转变的，但他采用了类似于研究贝氏体等温转变的方法来研究马氏体条和片的成长过程，提供了许多可贵的马氏体转变过程的细节。他们明确指出，他们有关马氏体转变所假设的交面结构的实验观察，没有提供多少有关贝氏体和魏氏铁素体形成机制的信息^[80]，即无意于将贝氏体和魏氏铁素体归类于马氏体转变机制中。桑德维克还用同样的分析方法研究了上、下贝氏体和块状贝氏体转变。

因此，本书将摒弃切变机制和突台机制对贝氏体转变的约束，先利用等温转变曲线将贝氏体转变同高温区和马氏体区转变分别开，再用在贝氏体区等温转变和连续冷却转变过程中的显微组织，来观察分析各类贝氏体的成核和成长过程，从而提出各类贝氏体的形成机制，然后在概括其共性的基础上为贝氏体下定义。

二、高强度贝氏体钢的发展及面临的问题

对贝氏体转变机制的研究不仅是一个理论问题，也是与生产密切相关的问题。目前，低碳贝氏体钢、中碳等温淬火贝氏体钢在钢中已占有一定比例，一般结构钢和工具钢有时也用等温淬火热处理工艺以获得贝氏体组织。为了能对贝氏体组织与性能间关系有正确的认识，合理地制订获得贝氏体的钢的热处理规范，以及合理地选用或设计贝氏体钢或等温淬火贝氏体钢，均需以贝氏体形成机制作为理论依据。

贝氏体组织在生产中的应用，是在 40 年代对贝氏体、主要是上、下贝氏体的组织与性能及其关系有了初步认识，即认识到将过冷奥氏体在稍高于钢的 M_s 点温度进行等温转变

以获得以下贝氏体为主的贝氏体组织时，在低温回火或不回火条件下，钢将具有在相当于其淬火、低温回火后的强度和硬度的同时，具有较高的韧性，采用了等温淬火开始的。由于等温温度远高于室温，而低合金度的中碳和高碳钢的获得贝氏体的淬透性不够高，此时等温淬火仅能用于小截面尺寸的零件，即等温淬火用钢面临的第一个问题是获得贝氏体的淬透性问题。由于对高强度、高韧性钢的需求，由于对贝氏体组织、性能及其关系，以及合金元素对贝氏体组织、性能及转变动力学等的影响的认识提高，出现了用等温淬火以获得贝氏体为主的高强度、高韧性钢，即高强度等温淬火贝氏体钢。这类钢的主要特点是，除加入必要碳量以保证钢的强度外，加入多种少量的合金元素、用复杂合金化以提高钢获得贝氏体的淬透性；加入1~2%硅以抑制上贝氏体铁素体条间碳化物的析出和下贝氏体铁素体片中 ϵ -碳化物的转化。由于贝氏体的强度还同它的形成温度有关，合金元素加入的另一目的是适当压低钢的 M_s 点以降低形成贝氏体的等温温度。由于硅抑制了贝氏体中碳化物的析出和转化，钢在贝氏体区等温后，可适当提高回火温度以提高钢的韧性。但是，实践证明，由于钢中有较高碳量，在复杂合金化以提高钢的获得贝氏体淬透性和强度时，有可能导致下贝氏体脆化，使等温淬火失去意义。

贝氏体钢是指钢经奥氏体化后用空冷或控制的连续冷却以获得贝氏体的，通常碳量 $\leq 0.25\%$ 的低碳、低合金钢。由于碳量较低，同等温淬火贝氏体钢比较，强度较低，加入合金元素以压低贝氏体转变区，降低贝氏体形成温度将使钢的强度有所提高。但是，合金元素加入的主要目的在于提高钢获得贝氏体的淬透性。这类钢能用空冷等缓慢冷却以获得高

强度，避免了钢经淬火所造成的变形和裂纹等严重问题，避免了薄壁或形状复杂零件在成形加工后的淬火、回火处理所带来的生产困难，因此，它具有十分优异的热处理工艺性能。由于低碳，这类钢有高的塑性，因而有优异的变形加工和焊接性能。由于这类钢有高强度、高塑性和韧性，有着发展高强度、高韧性钢的广阔前景。

由于贝氏体是高于马氏体形成温度生成的，它有较马氏体为高的回火抗力；由于低碳的贝氏体钢的淬透性获得，加入 0.5% Mo-B 或 0.5% Mo，同时适量提高钢中的锰含量是最有效的，由于 0.5% 钼的加入，钢将有一定的二次硬化效应，此时贝氏体也将有较马氏体为佳的二次硬化效应。因此，贝氏体钢首先是作为热强钢来使用的。典型的例子是锅炉用钢。用作蒸气涡轮转子和壳体等大截面尺寸、并要求有高强度和热强性的 2.25Cr-1Mo 或 $2\frac{1}{4}$ Cr-Mo-V 钢以及其它合金度较低的低碳铬钼钒钢均属于贝氏体钢。因此，目前大多数高强度贝氏体钢是从热强钢引用来的。但是，这种引用往往是不够合理的。以 2.25Cr-1Mo 钢为例，作为锅炉用钢，它的设计，除要求高的贝氏体淬透性、高强度和高韧性外，主要是要求高温强度，在 540°C 工作条件下在水蒸气和氢气环境中长时间安全运转。从 540°C 长时间工作条件看，为了保证不致有灾难性事故发生，必须严肃地考虑钢的回火脆化倾向；在高温、在蒸气和氢气环境中长时间承受工作应力看，必须考虑应力腐蚀和其它致脆因素的影响。图 1 是 2.25Cr-1Mo 钢在回火或时效时、钢中碳化物随温度和时间变化的转化曲线^[84]。作为在 540°C 长时间工作的转子用钢，为了消除钢的回火脆性，回火温度应高于 600°C。图中曲线表明，钢在高温回火阶段有复杂的碳化物转化过程，这一转化对转子

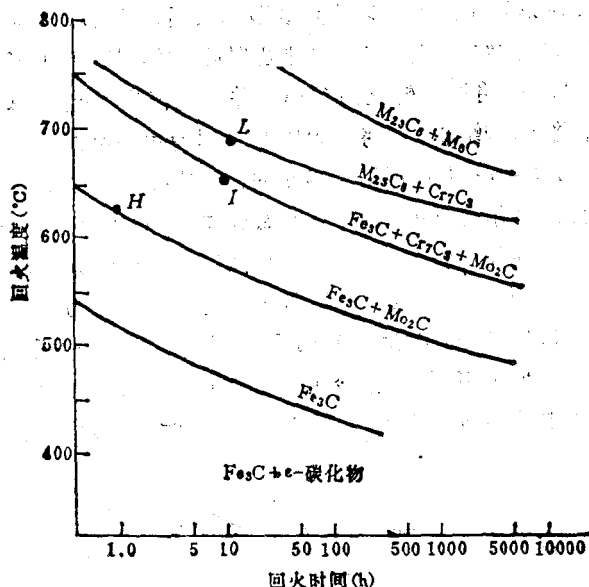


图1 2.25Cr-1Mo钢回火(时效)时钢中碳化物
随温度和时间变化的转化曲线^[34]

的安全使用产生重要影响。图中有 H 、 I 和 L 三个图点，分别表示在 625°C 回火1h以获得高强度，在 650°C 回火10h以获得中等强度和在 700°C 回火10h以获得低强度的不同回火规范。图中的曲线表明，当钢以 H 点的规范回火后，钢中的碳化物为 Fe_3C 。如果延长回火时间， Fe_3C 将不断向 Mo_2C 转化，即析出 Mo_2C 。由于 Mo_2C 是高钼碳化物，它的生成将显著消耗基体中的钼，并导致钢的回火脆性的发展。如果将这一热处理状态的钢在 540°C 长时间使用，由于钢的回火过程、回火时碳化物的转化过程是温度和时间共同作用的结果，当钢经一定时间时效后，将同样发生 Fe_3C 向 Mo_2C 的

转化并使钢脆化。当钢以 I 点规范回火后, 由于 I 点是标示 Mo_2C 析出的终止点, 如果将热处理后的钢在 540°C 长时间使用, Mo_2C 将逐渐转化为 Cr_7C_3 并终至消失, 此时基体中的钼量将不断增加, 钢将不致因长时间使用而继续脆化。因此, 当 $2.25\text{Cr}-1\text{Mo}$ 钢用于转子时, 应选择 650°C 、 10h 的回火规范; 当用作高强度钢时, 应考虑选择 625°C 回火 1h 的规范。

实践证明, 当这类钢引用作高强度、高韧性钢时, 在高温回火阶段难于选择到合适的回火温度。以成分为 $0.156\text{C}-1.36\text{Cr}-1.03\text{Mo}-0.83\text{Mn}-0.34\text{V}$ 的 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\text{Mo}-\text{V}$ 钢为例, 将钢在 975°C 奥氏体化空冷后, 从 200°C 到 700°C 回火 1h 的力学性能与回火温度的关系如图 2⁽⁸⁵⁾ 所示。曲线表明,

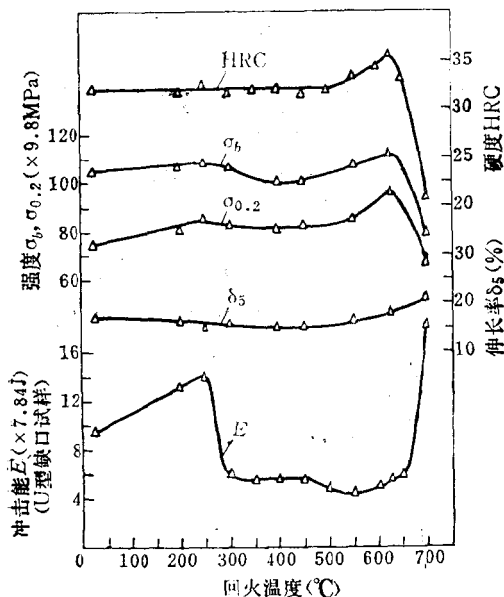


图 2 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\text{Mo}-\text{V}$ 钢 975°C 奥氏体化空冷的力学性能-回火温度曲线⁽⁸⁵⁾

由于钼和钒的多量加入，钢有回火的二次硬化效应，在约 625°C 有最高的强度和硬度，因而当这一钢引用作高强度、高韧性钢时，推荐的回火温度为 625°C 。但是，图中冲击韧性曲线表明，钢不仅在 625°C 回火后韧性很低，在 $300\sim 650^{\circ}\text{C}$ 范围内回火韧性均将很低；在高于 650°C 作1h回火，强度、硬度急剧下降，韧性急速上升，致使没有可供选用的、数值较为稳定的回火温度范围。钢的合理的回火温度应为 $200\sim 250^{\circ}\text{C}$ 。因此，从高强度、高韧性的角度看，热强钢中多量的钼和钒是一种浪费。

因此，贝氏体钢和等温淬火贝氏体钢的成分设计和热处理规范制订，应在对贝氏体转变机制理解的基础上，认识导致它们强化和韧化的诸种因素以及合金元素的影响。

第二章 钢中贝氏体的转变机制

一、从等温转变曲线看贝氏体转变的特性

在钢的等温转变曲线图中，包含有高温转变区、中温的贝氏体转变区和马氏体转变区，能较充分地反映出贝氏体转变同其它转变间的关系，因而也将表现出它能成为一种有别于其它转变的特性。

钢的等温转变曲线大体可概括为如图 3^[36]所示的四种

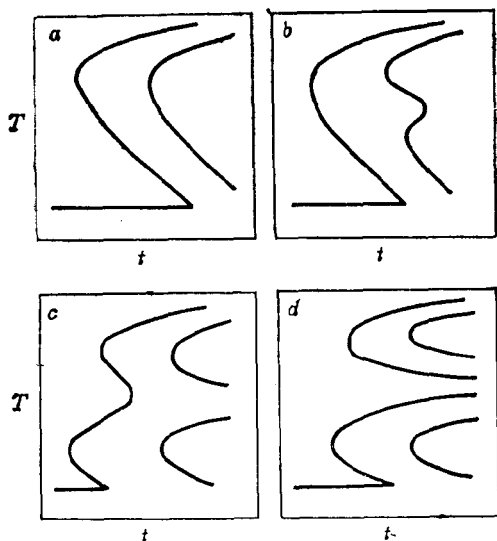


图 3 钢的等温转变曲线的四种图式^[36]

类型。

从等温和连续冷速转变曲线图集^[37]可知, 当用温度 T 作纵坐标、用时间 t 的对数作横坐标来表示钢经奥氏体化后, 过冷奥氏体在低于 A_{c3} 和 A_{c1} 温度作等温转变时, 碳素钢和 Fe-C-Si、Fe-C-Ni 钢^[37] 等将具有如图 3 (a) 所示的图式。

图 4^[38] 是共析碳钢的等温转变曲线图, 简称 TTT 图。

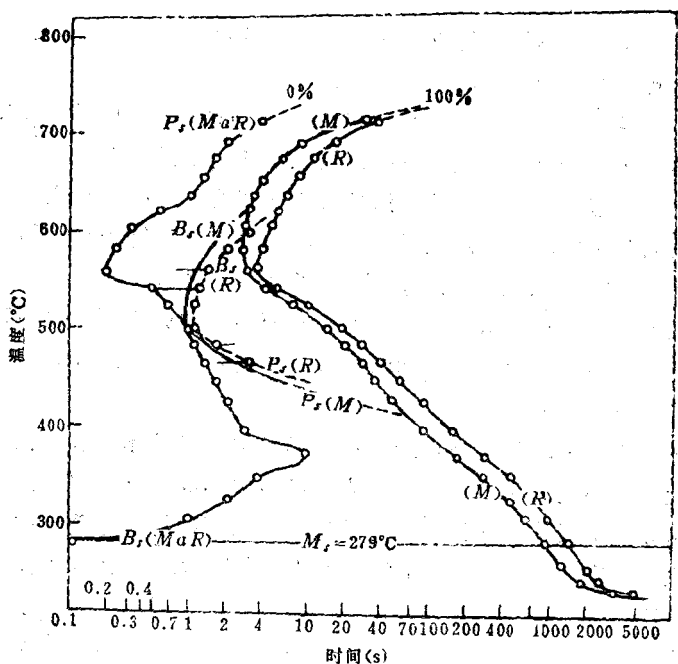


图 4 共析 (0.8% C) 钢的等温转变曲线^[38]

图中的曲线表明, 等温转变的开始线和终止线相近于图 3 (a) 中的曲线。从转变开始曲线看, 曲线实际上是由从稍高于

700°C到稍高于400°C的 P_1 曲线,即珠光体转变开始线,和由从稍高于600°C(在约370°C有一转折)直到279°C的 M_s 点温度的 B_1 曲线,即贝氏体转变开始线组成的。这一曲线说明,贝氏体转变是发生在高温的珠光体转变和低温的马氏体转变之间的中温转变。由于珠光体转变和贝氏体转变均有很宽的形成温度范围,两转变区有很宽的重叠温度范围。不论从相互重叠区内有各自的转变开始曲线看,还是从珠光体与贝氏体有各自的转变温度范围并形成不同形态组织看,珠光体和贝氏体是两种以不同机制形成的组织,贝氏体转变是不同于珠光体转变的独特转变。

但是,两种转变又有其共性:它们在转变前均有孕育期,转变在一个时间范围内成核、成长,均属于扩散型相变。

从它们有很宽的转变温度重叠和在约480°C有转变开始线的相交看,它们还是竞相发生的两种转变。即当等温温度高于480°C时,铁原子仍有足够高的自扩散能力,而此时形成的珠光体片层减薄,碳原子作较短距离的扩散便足以使过冷奥氏体分解为铁素体加渗碳体的片层状珠光体,因此,将优先发生珠光体转变。当温度低于480°C时,铁原子的自扩散能力减弱,转变是在经孕育以形成贫碳奥氏体区后,在较大相变驱动力作用下,使铁素体成核并形成具有一定过饱和碳量的贝氏体铁素体。可能是这样:在两种转变重叠温度范围内,在480°C以上,在珠光体转变发生后,由于珠光体转变不致使未转变奥氏体中的碳浓度增高,在经较长时间孕育后,未转变奥氏体中可能形成碳量极低的贫碳区域,贝氏体铁素体有可能生成,即贝氏体转变将继续珠光体转变发生。在480°C以下,在贝氏体转变发生后,由于贝氏体铁素体的成核和成长将消耗较多的来自相变驱动力的切应力,由于它成

长时的排碳使未转变奥氏体中碳浓度增高，将不利于贝氏体铁素体的继续生成并有利于珠光体转变的进行，即贝氏体转变终止，珠光体转变将继贝氏体转变发生。

从等温转变和连续冷却转变曲线图集可知，低合金度的镍铬钢和其它一些低合金钢的等温转变曲线^[87]具有如图 3 (b) 所示的图式。同图 4 作比较，这种图式的出现是易于理解的：由于合金元素的加入，在高温区形成的碳化物将是合金渗碳体到合金碳化物，即在奥氏体分解过程中将有合金元素的重新分配；除硅、镍等外，多数合金元素为碳化物形成元素，它们将和碳交互作用，影响碳的扩散速率，此时相变速率的控制因素是合金元素而不是碳的扩散和铁是自扩散。因此，合金元素的存在，在高温区，将增长转变开始的孕育期，增长奥氏体分解的延续时间，并提高转变的终止温度，即缩小高温区的转变温度范围。在中温区没有合金元素的扩散，但合金元素强化了过冷奥氏体，需要较大过冷度以提供贝氏体铁素体生成所需的来自相变驱动力的切应力，贝氏体转变开始温度将被压低，贝氏体转变区被压低。由于高温转变区的升高和中温转变区的降低，两个转变区将分开。当钢中合金元素含量不够高不足使两个转变区完全分离时，中温转变由于转变温度较高，奥氏体过冷度较小，使贝氏体铁素体生成时的驱动力较小；由于合金元素对过冷奥氏体的强化作用，贝氏体铁素体的生成则要求较大的相变驱动力，此时贝氏体的成核和成长将在更大程度上依赖于更低碳浓度的贫碳区的形成，因而贝氏体转变开始和终止的时间均将有所增长，因而有了如图 3 (b) 所示的两个转变区终止线相交的图式。

通常在讨论钢的等温转变曲线时仅涉及转变开始线、 B_s