

关于钢的热处理 基础理论的最近发展

徐佐仁 著

上海市机械工程学会热处理专业学组
上海市机械制造工艺研究所

一九七九年

前 言

我国热处理学科是全国解放后才建立起来的，与其他学科相比还是较年轻的。学科在工艺技术和基础理论研究二方面的发展亦是不平衡的。建国三十年来工厂的热处理车间在工艺技术的试验和创新方面，进行过大量工作，而基础理论研究，只在少数研究所或高等学校中进行过很少一些课题。二者不相适应。这是我国热处理学科发展滞缓的一方面原因。实践证明：往往在一些基础理论问题研究获得解决的时候，使我们在改善材料性能，延长另件使用寿命和创制新材料、新工艺方面得到启发和途径，并且促进了工艺技术的发展。相界面点列状析出的动力学和机构，得到初步了解时，非调质钢的强韧性改善有了新的工艺方法。对贝氏体相变的组织和亚结构的认识有提高与深化时，回火下贝氏体在抗裂纹扩展方面的优越性，被发展为处理高压容器钢板的新工艺，使性能获得了改善。通过对马氏体组织、结构、性能的研究，认识到调整合金成份，可使几个相在时效时同时析出，使马氏体时效钢的析出强化有新的进展，而且有人研究，使贝氏体高强度钢中，选择多相在时效过程中同时析出、可获得性能相当于200公斤/毫米²级马氏体时效钢水平的贝氏体时效钢，韧性更为优越。对马氏体原始组织钢的加热转变研究成果，应用于9Ni钢或6Ni钢等低温钢、通过奥氏体逆转变的热处理工艺以改善其低温韧性。贝氏体原始组织钢的加热转变研究成果，发展为轴承钢的碳化物超细化热处理工艺，使轴承钢的使用寿命提高30~40%或更多。形变热处理的组织转变和亚结构的研究、发展成低温、高温混合形变热处理和高强度钢的控制轧机。热处理学科这些近代发展历程，可以清楚地说明基础理论研究的重要性和它在推动工艺技术前进中的作用。我们应该对基础理论研究工作给以足够的重视。

为了倡议大力开展对热处理基础理论的研究工作，作者于1978年9月受上海市机械工程学会热处理专业学组之约，分两次作了题为“关于钢的热处理基础理论研究的最近发展”的发言。后又应学组要求，根据讲稿、整理、增补写成此书。由于作者学识浅薄，文中所论及或引述的观点难免有偏颇或错误之外，全书的科学性和逻辑性均存在不少问题，请有关专家及读者指正。

徐 佐 仁

一九七九年七月于上海交通大学

目 录

一、奥氏体的分解和奥氏体逆相变——相变和组织.....	1
1-1 珠光体相变、相界面析出和珠光体的强韧性.....	1
1-2 贝氏体相变、贝氏体形态和强韧性.....	5
1-3 马氏体相变、马氏体形态和强韧性.....	15
1-4 奥氏体逆相变.....	22
二、淬火钢的回火转变.....	23
2-1 关于回火过程中几个争议的问题.....	23
2-2 晶界显微偏析与回火脆性.....	27
2-3 析出状态与强韧性的最佳配合.....	29
2-4 复合析出与马氏体时效钢的发展.....	29
三、相变与应力.....	31
3-1 高压下的相变.....	31
3-2 应力和应变诱发马氏体相变.....	34
3-3 热弹性马氏体与形状记忆效应.....	36
3-4 析出与应力.....	37
四、形变热处理.....	37
4—1 形变淬火.....	37
4-1-1 相变前形变的形变热处理.....	38
4-1-2 相变过程中的形变热处理.....	42
4-1-3 相变后的形变热处理.....	46
4-2 控制轧制.....	50
参考文献.....	53

关于钢的热处理基础理论的最近发展

钢的热处理基础理论, 包括相变机构、相变产物的组织与性质等问题, 近年来有较大的发展, 取得了一些成果。根据基础理论的这些进展, 对于如何进一步提高材料的强韧性、抑制回火脆性和更好地控制相变过程等问题的认识有所深化并创立了一些新的热处理方法和设计高性能新材料的途径。亦推动着材料科学的前进, 值得我们重视。

一、奥氏体的分解和奥氏体逆相变——相变和组织

1-1 珠光体相变、相界面析出和珠光体的强韧性

(1) 珠光体相变

关于珠光体相变问题, J. W. Cahn 和 W. C. Hagel 曾经总结过珠光体相变的理论, M. Hillert、L. S. Darken、R. M. Fisher 曾经总结了珠光体的形成(形核)、成长和组织。都收入由 V. F. Zackay 和 H. I. Aaronson 主编的“Decomposition of Austenite by Diffusional Processess”论文集中(1962年版)。珠光体相变与贝氏体相变或马氏体相变相比, 是较为单纯些, 研究得亦比较成熟些。

近年来, 珠光体相变方面的研究相对比较少一些。对下列几方面问题有所进展。

1. 珠光体的结晶位向关系

大森靖也、A. T. Davenport 和 R. W. K. Honeycombe^[1] 通过透射电镜, 研究了珠光体的结晶位向关系。他们综合分析了 C. S. Smith^[2]、M. Hillert^[3]、L. S. Darken 与 R. M. Fisher^[4] 和 A. багаряцкий^[5] 等对珠光体中铁素体与渗碳体的位向关系所作过的推断和估计, 肯定了珠光体中铁素体和渗碳体存在着二种位向关系的论断: 即 A. багаряцкий^[5] 关系, 就是惯习面 $(101)_c \parallel \{112\}_\alpha$ 和 Petch 第二关系^[6], 就是 $(001)_c \parallel \{125\}_\alpha$ 。二种惯习面可以用铁素体和渗碳体界面最小表面能来介释。

2. 珠光体相变动力学理论的发展

M. P. Puls 与 J. S. Kirkaldy^[7] 在研究了不同片间距珠光体的形态和成长率, 总结了珠光体相变动力学方面的理论发展。主要内容有: 1) 界面扩散控制——在珠光体/基体的界面上存在着溶质原子扩散的捷径, 控制着相变过程; 2) 溶质原子的不均匀偏集通过珠光体/基体相界面弯曲以影响珠光体相变的成长率; 3) 三元系共析转变理论。第三元素对共析转变的作用规律较为复杂, 不完全清楚, 现在 Stockholm 的皇家工业学院在 M. Hillert 的指导下正从事这方面的研究。

3. 连续冷却对珠光体组织形态和相变动力学的影响

A. R. Marder 与 B. L. Bramfitt^[8] 研究了连续冷却时珠光体相变, 得出: 连续冷却使珠光体相变的开始温度压至更低温度、所形成的珠光体球直径与层间距更为细密。连续冷却时的成长率与等速冷却或等温转变是一致的, 在所研究的温度范围内, 相变过程的发展在三种情况下都是由体积扩散所控制。层间距(S)与过冷度的关系为: $S\Delta T = 8.02 \times 10^4 \text{ \AA} \cdot \text{K}$ 。(连续冷却、等温转变和等速冷却转变都是一样的)。

4. 珠光体的断口形态

U. Lindborg^[9]应用电子断口分析仪研究了二种共析钢的断口表面和光学显微镜研究断面组织得出：在-196到+200℃的温度范围内，共析组织产生明显的层状形态断口。似乎铁素体是控制解理的相，而渗碳体则控制韧窝的形成。各种破断形态如图1。从断口观察得出：解理的有效表面能估计为 4×10^4 尔格/厘米²。

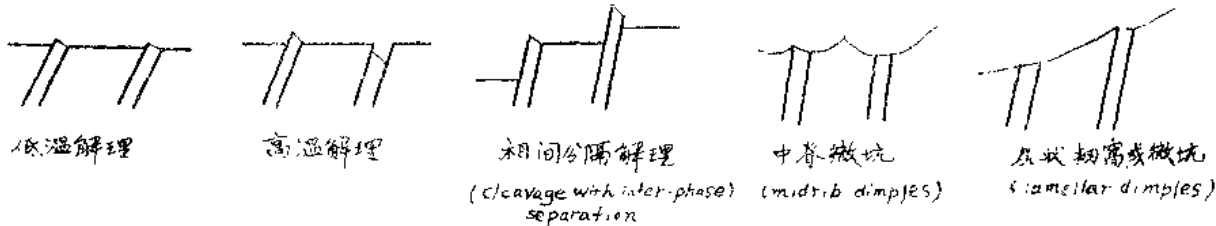


图1 珠光体各种破断形态的示意图^[9]

(2) 相界面析出 (interphase precipitation)

图2表明：当亚共析钢从温度为 T_0 、碳浓度为 C_0 的奥氏体状态，迅速冷至 A_1 以下温度 T_1 ，进行等温时，经过 t_1 时间后将有球状铁素体首先在奥氏体晶界上析出，此时在奥氏体-铁素体界面上的奥氏体中就会形成富碳。界面处铁素体侧的碳浓度为 C_2 与浓度为 C_4 的奥氏体保持局部平衡。当残余奥氏体中的平均碳浓度升高到某一限度以上时，就会在界面上有渗碳体核形成，渗碳体一旦生成，界面奥氏体的含碳量就会急剧下降。当所处温度尚较高时，扩散容易，将生成层

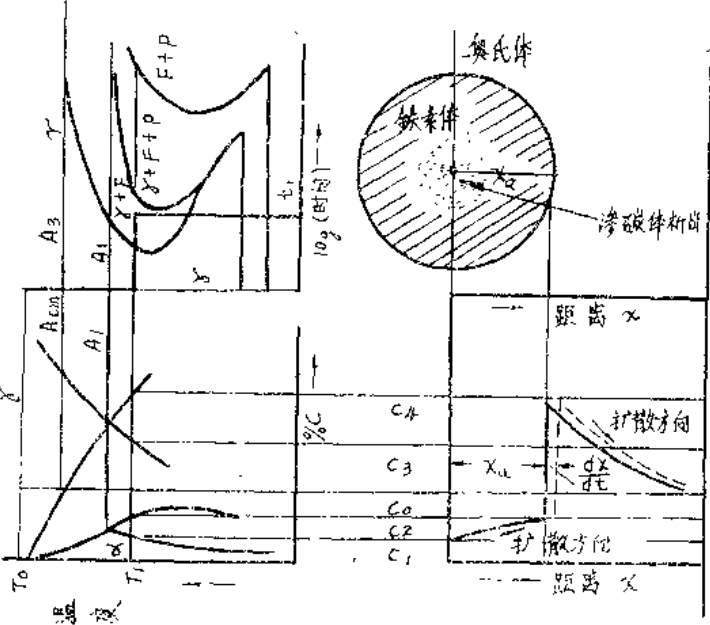


图2 奥氏体中铁素体成长过程说明图

片状珠光体。当温度低时，碳原子的扩散补充不充分，渗碳体还只在点状分布状态时，成长就停止。随着铁素体进一步成长而碳浓度上升，渗碳体又随着在界面呈点状排列析出，这种析出称为相界面析出 (interphase precipitation)。大森^{[10] [11]}把这种点状珠光体称作伪珠光体 (degenerate pearlite)。图3为相界面析出过程中 γ/α 界面上析出状态的模型。图中从A

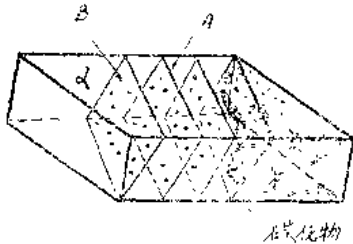


图3 γ/α 界面析出模型^[11]

方向看，析出相在一系列平行平面上呈点列状分布，从B方向看则析出相在 γ/α 界面上作不规则分布。这种析出过程不但在碳钢中有，而且很早就由Nb或V细化晶粒的低碳，低合金钢中被发现，在控制轧制后，获得较大的强化，其程度远超过细化晶粒所能达到的，因此认识到这种强化其中有合金碳化物析出的贡献^[12]，电子显微镜的观察^[11, 14]证明：小于10 nm直径的微细碳化物以小于5~50 nm间距成

点列状分布于界面上。(注: $1\text{ nm} = 10^{-9}\text{ 米}$),相界面析出及其析出硬化问题开始受到重视,开展了一些有关析出机构的研究,获得了一些进展,值得提到的有:

1. 碳化物与铁素体基体的位向关系:

在低合金钢中相界面析出时,碳化物与铁素体基体的位向关系与回火马氏体中碳化物相同。例如:在 Fe-V-C 系合金中,连续冷却时,有 V_4C_3 型碳化物是点列状析出, V_4C_3 与铁素体的位向关系为^[15]: $(100)_{\text{V}_4\text{C}_3} \parallel (100)_\alpha$; $[010]_{\text{V}_4\text{C}_3} \parallel [011]_\alpha$ 在 Fe-Mo-C 合金 (Fe-0.5-4.0% Mo-0.2-1.0% C) 的等温转变研究得出^[16]: $(011)_\alpha \parallel (0001)_{\text{Mo}_2\text{C}}$; $(100)_\alpha \parallel (2\bar{1}\bar{1}0)_{\text{Mo}_2\text{C}}$; $[100]_\alpha \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Mo}_2\text{C}}$ (成长方向)。

2. 碳化物在 γ/α 相界面析出时的形核、成长机构:

A. T. Davenport 等^[17] 从 Fe-Cr-C 系等合金的研究结果提出了二种形核、成长方式,图 4 (a) 中碳化物点列间距是较小而且均匀的,有时则在几排小间距的碳化物后出现大间距继以几排小间距。

3. 相界面析出碳化物弥散度的稳定性。

关于相界面析出碳化物的粒度的稳定性问题近来进行过不少研究。D. M. Schwartz 等^[17] 研究了 VC 型碳化物的粗化动力学、得出下式的关系: $(\gamma_t^2 - \gamma_0^2) = 64\epsilon\gamma t$ Dunlop^[20]、Kraye^[19]、Ardell^[18] 等研究 Fe-V-C 和 Fe-Ti-C 合金时得出在 725°C 转变时,碳化物长大动力学

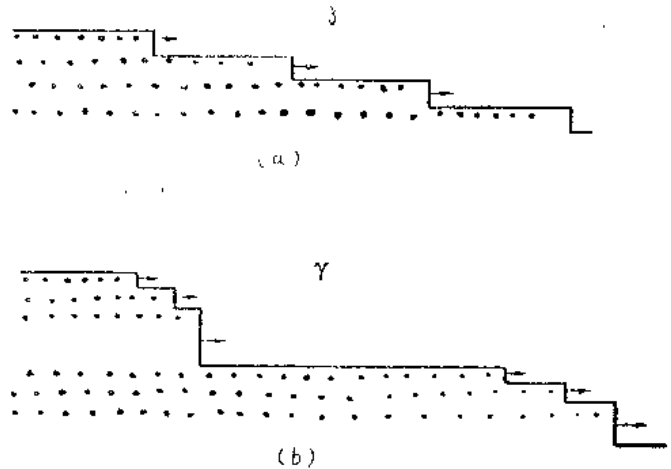


图 4 碳化物在 γ/α 相界面析出的形核与成长形式

符合 $t^{1/5}$ 关系,即 $(\gamma_t^5 - \gamma_0^5) = \frac{K'}{RT} V^2 CD d q \gamma N t$

总的说来是时间的函数关系。此外,还发现碳化物成份对粗化亦是有影响的。

相界面析出对钢性能的影响和应用

通过添加钒、铌、钛等元素,采用控制轧制、冷却和相界面析出转变相结合的工艺来创制或发展非调质型、强韧性配合良好的,低碳、低合金高强度钢。这是相界面析出转变在目前受重视的一种应用。

(3) 珠光体的强韧性

关于珠光体-铁素体组织钢(退火态)的力学性质,以往是有过一些研究数据,往往以珠光体百分数与强韧性关系来表示的。对共析钢的组织形态与强韧性关系的研究,另星材料较多。最近 J. M. Hyzak 和 I. M. Bernstein^[21] 就共析钢的组织形态与力学性质的关系进行了较全面的试验,结果得出:

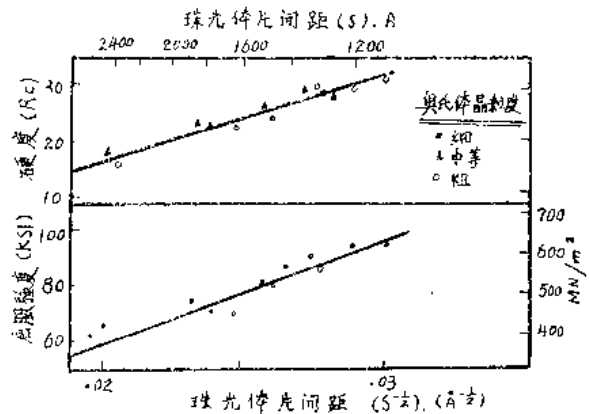


图 5 屈服强度和硬度与珠光体层片间距的关系^[21]

1. 珠光体的强度和硬度：如所预期的，室温的屈服强度与硬度主要由珠光体的层片间距所控制(层片间距本身又是等温转变温度的函数)，而原始奥氏体晶粒尺寸只有不大的影响。试验结果如图5。强度与组织形态的关系用平方根倒数公式来表示是十分符合的。即：屈服强度(σ_y), ksi = $3.16 \times 10^{-1} (S^{-1/2}) - 5.79 \times 10^{-2} (P^{-1/2}) - 4.17 \times 10^{-1} (d^{-1/2}) + 7.58$

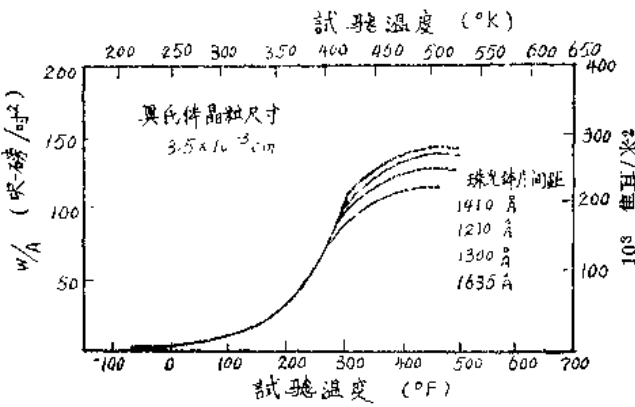


图6 Charpy 转折温度与珠光体片间距的函数关系

(注1: 1 ksi = 6.89 MPa. $K = (\frac{5}{9}) \times (^{\circ}F + 459.67)$ 。)

(注2: $S^{-1/2}$ ——珠光体层片间距; $P^{-1/2}$ ——珠光体领域尺寸 $d^{-1/2}$ ——奥氏体晶粒大小)

2. 珠光体的韧性

以 Charpy 转折温度所表示的冲击韧性与珠光体组织形态(片间距、领域大小与原始奥氏体晶粒度)的关系如图6与7。可以十分满意地由平方根倒数公式表示，即：

$$\text{转折温度}(^{\circ}F) = -8.25 \times 10^{-2} (S^{-1/2}) - 1.22 (P^{-1/2}) - 5.55 (d^{-1/2}) + 4.35 \times 10^2$$

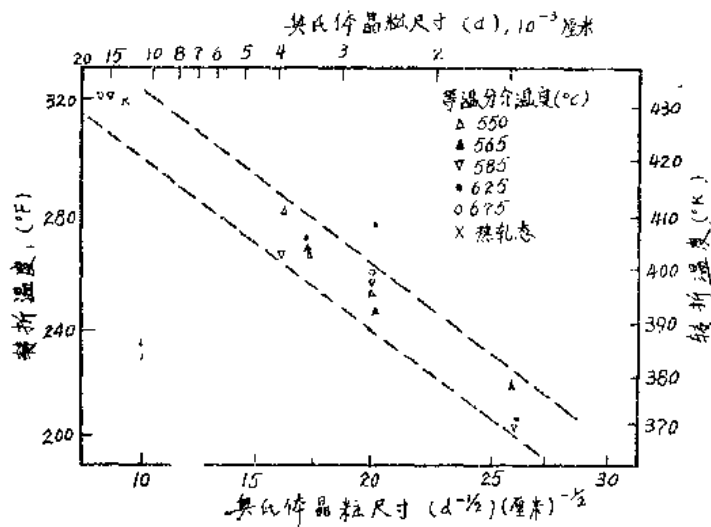


图7 Charpy 转折温度与原始奥氏体尺寸的关系

3. 珠光体的延性

以断面收缩率表示珠光体的延性、它与组织形态的关系符合如下公式：

$$\text{断面收缩率}(\%) = 1.24 \times 10^{-1} (S^{-1/2}) + 2.66 \times 10^{-1} (P^{-1/2}) + 1.85 (d^{-1/2}) - 4.71 \times 10^1$$

从式中的系数值可以看出：原始奥氏体晶粒尺寸对延性的影响最大、层片间距次之、领域大小的作用最小。

4. 珠光体的裂纹扩展抗力

A. R. Rosenfield 等^[22]总结了珠光体中渗碳体的形态对裂纹扩展抗力的影响, 得出球状渗碳体能改善对裂纹扩展的抗力。否定了 I. L. Mogford^[23]曾经提出过“珠光体中层片状碳化物可以作为裂纹扩展障碍”的观点。有人研究了珠光体中渗碳体形态对疲劳裂纹扩展速率的影响, 结果如图 8。

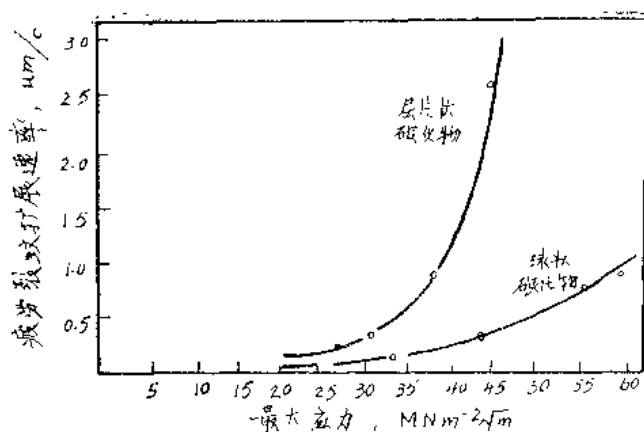


图 8 1% C 钢中渗碳体的形态对裂纹扩展抗力的影响

1-2 贝氏体相变、贝氏体形态和强韧性

贝氏体转变的机构是复杂的, 对于贝氏体相变的热力学和动力学方面的研究和马氏体、珠光体相变相比进展是较为迟缓, 研究工作还不够全面, 因此迄今尚未完全搞清楚。

随着贝氏体钢的发展、贝氏体等温淬火应用的扩大(代替调质处理)以及由于回火下贝氏体或贝氏体、马氏体混合组织回火后在抗裂纹扩展性能方面的优越性, 人们对贝氏体相变方面的研究近年来有所增进并得到更多重视。

(1) 贝氏体相变

在发展历程中, R. F. Hehemann^[24, 25, 26]和 H. I. Aaronson^[27, 28]分别代表各自的学派, 对贝氏体相变的一些问题(贝氏体的定义、组织形态和各种形态组织的形成温度范围等)开展了长达十年的争论, 经过近年来切实的基础研究之后, 在以下诸问题方面, 意见的分歧随着对转变机构认识深化而逐渐趋于一致。但是对贝氏体分介温度范围内的奥氏体分解尚乏定量的理论, 合金元素对贝氏体转变的动力学的影响, 尚无足够的数据来建立常用合金元素的综合作用关系。

1. 贝氏体相变与碳化物析出问题

大家知道: 在上贝氏体中碳化物是在铁素体片间析出而下贝氏体中则碳化物是在铁素体片内按一定位向析出的。关于碳化物是从母相奥氏体中直接析出的还是先析出过饱和(碳)的铁素体继而在铁素体内部再析出碳化物。从近年来的研究结果中得到比较一致的初步意见是: 上贝氏体中的碳化物是从奥氏体母相中直接析出的, 是渗碳体型碳化物, 而下贝氏体中碳化物全部从过饱和铁素体中析出的^[34, 35, 36]、最先以 ϵ 碳化物的形式生成, 随后逐渐转变成渗碳体型碳化物。M. П. Усиков 等^[29]在研究 Y15 高碳钢的下贝氏体转变时, 指出从铁素体中析出的碳化物相为渗碳体。

2. 贝氏体相变孕育期的问题

清水等^[30]指出: 贝氏体等温转变时, 同一种钢在奥氏体分解前的碳浓度降低将使上贝氏体的孕育期缩短, 下贝氏体的孕育期延长。亦即贝氏体相变孕育期决定于奥氏体化温度的高低和初析碳化物或初析铁素体多小。合金元素则通过它对奥氏体中碳含量的影响来改变上、下贝氏体的孕育期。清水等^[31]还对钢在连续冷却时, 贝氏体相变的孕育期进行了研究。

3. 贝氏体相变的 B_s 温度和相变不完全性问题

贝氏体相变中存在着明确的开始形成温度(B_s 温度)问题, H. I. Aaronson^[32]和 R. F.

Hehemann 二派亦曾经有过争论, 认为从原理上探求 B_s 温度的存在是困难的。现在认为贝氏体相变象马氏体相变一样也是不均匀形核的, 其核胚大概在奥氏体化时就存在, 从高温“冻结”下来的, 这些核胚由于温度下降和某种应力的作用下, 在 B_s 温度附近时, 部份地被激活、成长和发生转变。此外, 又由于只有那些最易被激活的核胚才能成长并且由于温度尚高、应变亦容易松弛, 因此, 相变过程是应变发生速度和其松弛速度的抗衡结果, 另外, B_s 温度与奥氏体中的碳含量有关, 碳份高时 B_s 温度较低, 因此在等温转变时, 碳在未转变的奥氏体中浓集, 当富碳奥氏体达到其 B_s 温度时, 贝氏体的转变就停止下来。所以开始时转变进行得较快, 随后逐渐缓慢下来, 不能全部转变成贝氏体, 未转变的奥氏体在冷却至低于 M_s 温度时, 部份地转变为马氏体, 部份成为残留奥氏体。随着温度升高, 转变的不完全性则更加明显, 在合金钢中尤为如此^[33]。

4. 上、下贝氏体的分界温度问题

贝氏体的二个主要形态, 即上贝氏体和下贝氏体, 在显微组织上是有明显差别, 形成的动力学亦是不同的, 韧性上有较大差异, 尽管它们都是通过切变机构形成的。为了控制和获得最佳力学性质的显微组织, 对影响分界温度的因素若能深刻认识和掌握能力将是有重要意义的。F. P. Pickering^[37] 对含钼、硼和铬的亚共析钢和过共析钢的贝氏体转变进行了系统研究。肯定了上、下贝氏体的分界温度与含碳量之间存在关系, 图 9。这个温度随含碳量增加而从 450℃ 升高到 550℃, 所有过共析钢的这个温度降低到 350℃。对亚共析钢, 分隔上、下贝氏体的温度线紧靠着奥氏体中碳的饱和曲线。

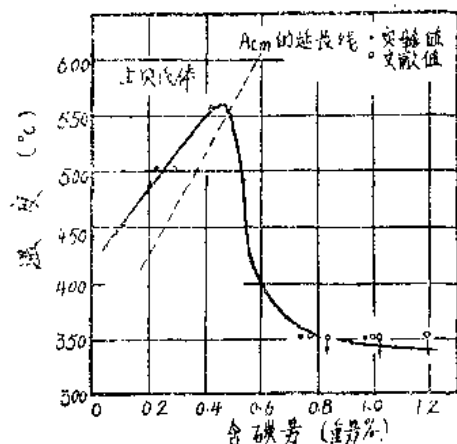


图 9 上、下贝氏体的分界温度与含碳量的关系^[37]

(从 0.5%Mo + B 和 0.5%Mo、1%Cr + B 钢)

等^[44, 45] 在成份为: 0.22%C-0.3%Cu-1.1%Ni-0.59%Cr 的高强度钢中, 经 425℃ 等温时可以形成碳化物全部沉淀在铁素体条内的特殊形态的上贝氏体——邦武等称之为第三类贝氏体 (B_{III} 型)。

邦武、寺崎、大森和大谷等人关于贝氏体形态的一系列研究工作^[46, 47, 48, 49] 是值得重视的。他们建议将贝氏体的组织形态中上贝氏体分为 I、II、III 三类, 它们的形成温度和含碳量的关系用图 10 来表示。第 I 类 (B_I 型) 相当于伪珠光体, 第 II 类 (B_{II} 型) 和第 III 类 (B_{III}

(2) 贝氏体的组织形式

E. S. Davenport 和 E. C. Bain^[18] 于 1930 年发表了在中、高碳钢中存在贝氏体, R. F. Mehl 于 1939 年把贝氏体区分为上、下贝氏体以来, 随着材料科学的发展, 人们对钢中贝氏体组织形态的认识在逐步扩大和深入, 除在高、中碳钢的贝氏体一般因为形成温度不同而具有两种典型的组织形态——上、下贝氏体——外, 由于钢的成份、热处理条件(包括加压状态)的不同, 近年来先后发现硅钢、铝钢及低合金钢中, 在贝氏体相变温度范围的较高温度区间可以形成无碳化物的贝氏体组织, 大森靖也^[39] 称之为第一类贝氏体 (B_I 型)。贝氏体钢正火处理时, 在上贝氏体相变温度范围内, 可以形成粒状贝氏体^[40, 41, 42, 43]。高碳及高碳合金钢以及在高压条件下处理的中碳钢可以形成特殊形态的下贝氏体——柱状贝氏体。邦武立即

型) 分别相当于典型上贝氏体和碳化物全部沉淀在铁素体条内的特殊形态上贝氏体。三种形态的上贝氏体示意图, 如图 11。

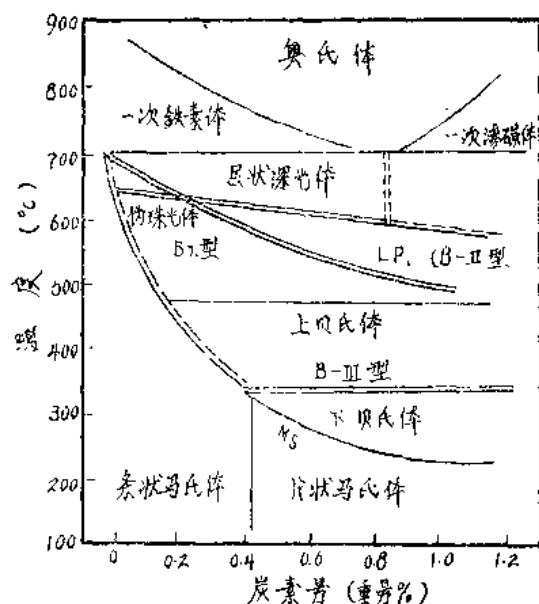


图 10 各种形态的贝氏体转变组织的生成温度范围示意图 [89]

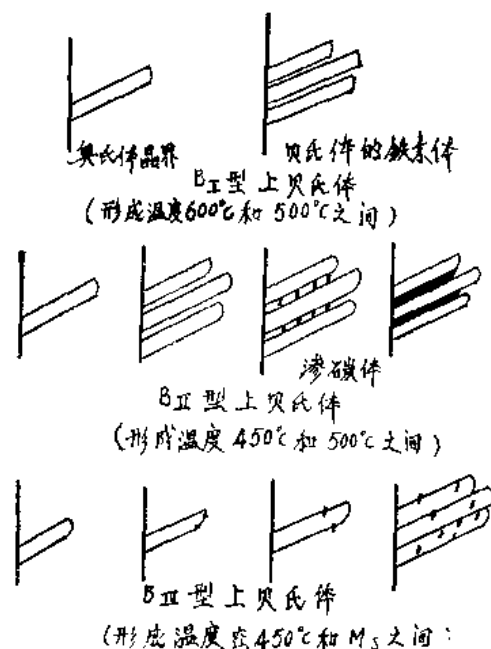


图 11 上贝氏体的三种形态

王笑天等 [50] 曾对钢中贝氏体的组织形态进行过系统总结并制成金相图谱。得到良好的评价和兴趣。

1. 无碳化物贝氏体

在贝氏体相变温度范围的上部 600~400℃ 之间, 可以形成条状的铁素体间以奥氏体的无碳化物贝氏体。这种上贝氏体组织内只有奥氏体和铁素体相互平行排列而不存在碳化物。无碳化物贝氏体曾在以下情况中被发现: 1) 由于硅或铝能延缓渗碳体的形成, 因此在硅钢和铝钢中的上贝氏体常常在室温时还保存着残留奥氏体、而不析出渗碳体, 形成无碳化物贝氏体。2) 低碳钢和低碳合金钢, 在较高温度等温时, 贝氏体铁素体形成后, 由于碳充分地奥氏体内扩散, 同时相变驱动力不足以形成更多的铁素体时, 铁素体条片间仍保持着奥氏体, 这样就形成了无碳化物贝氏体。

无碳化物贝氏体与魏氏组织无本质上的差异, 不过魏氏组织的形成温度要更高一些, 无碳化物贝氏体的位错密度则比魏氏组织铁素体要高。有人认为魏氏组织铁素体与 B_I 型贝氏体在相变机理上并无差别, 二者是连续的, 没有分开必要。

2. 碳化物全部在铁素体条内沉淀的上贝氏体 (B_{III} 型)



图 12 无碳贝氏体 (B_I 型) 组织

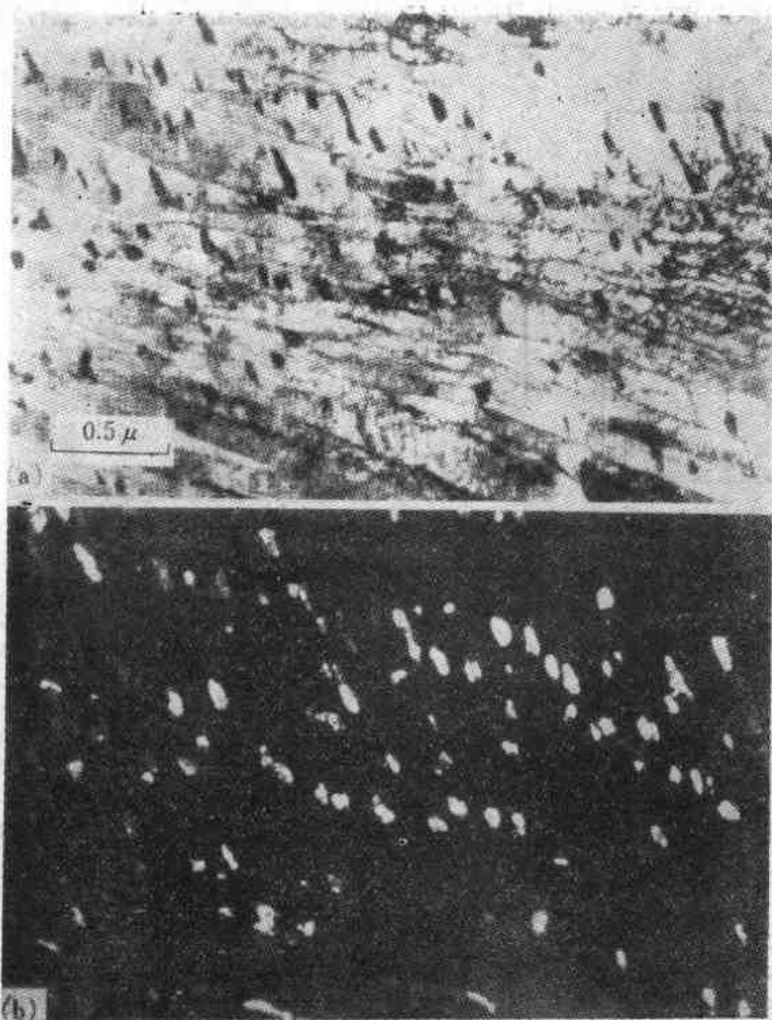


图13 B_{III}型上贝氏体组织

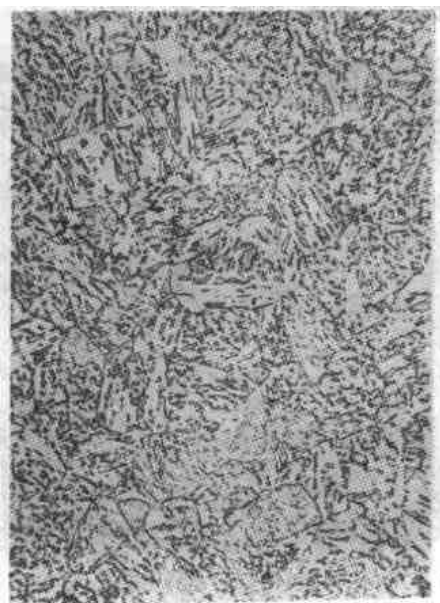


图14 粒状贝氏体组织，400×

含 0.40% C-1.50% Mn-0.5% Cu-1.0% Ni-2.0% Mo 的钢，在 1000℃ 奥氏体化后，在 320℃ 等温时将形成 B_{III} 型上贝氏体^[51, 44, 45]。大森等人对 B_{III} 型贝氏体的形成解释为：碳原子首先积聚在带状铁素体生长端的奥氏体内，然后就在奥氏体内析出微细的带状渗碳体，因此这种组织应归属于上贝氏体。他们还从结晶学关系上确认 B_{III} 型贝氏体的铁素体生长方向为 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 、惯习面为 $\{110\}_\alpha$ ，这相当于 $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma$ 、 $\{111\}_\gamma$ （下贝氏体的惯习面应为 $\{112\}_\gamma$ ）。所以亦应属于上贝氏体。再者，B_{III} 型贝氏体中碳化物的形态呈带状，不同于呈片状的下贝氏体碳化物，亦作为这种划分的一个理由。

3. 粒状贝氏体

粒状贝氏体，日本人亦称它为块状贝氏体，是最近十几年才被确认的组织。在一些低、中碳合金钢中，在连续

冷却条件下，如在正火、热轧空冷时焊缝热影响区中往往会出现这种组织^[43]。铬-铝-硼钢（1%Cr-0.5Mo-0.002%B）中，等温转变时会形成粒状贝氏体组织^[41]。

当正火冷却至上贝氏体转变温度范围时析出贝氏体铁素体后，碳原子通过奥氏体/铁素体相界部分地扩散至奥氏体内，使奥氏体不均匀地富碳，不再转变为铁素体而保持下来。这些奥氏体区域一般呈“小岛”状、粒状或长条状，分布在铁素体基体上，在继续冷却过程中，随奥氏体的成分、冷却条件的不同，粒状贝氏体中的奥氏体区域可以发生以下各种转变：1) 全部或部分地分解为铁素体和碳化物，电镜下可看到呈弥散，多向分布的粒状、杆状或小块状碳化物。2) 部份地转变为马氏体。3) 仍保持着富碳的奥氏体，不转变。

关于粒状贝氏体的形成问题, L. J. Habraken^[52] 曾有这样的设想: 在奥氏体通过临界点 A_1 以下温度时, 在产生上贝氏体之前, 与造成的奥氏体成份不均匀性有关, 这样在低碳区域就形成了块状铁素体, 在富碳区域就可能产生残留奥氏体。因为粒状贝氏体不是或不完全是共格切变形核, 界面下又要短程扩散, 转变速度较慢。这种组织的转变机理尚有待进一步探索。

有人^[53] 将粒状贝氏体列入上贝氏体范畴。

4. 柱状贝氏体

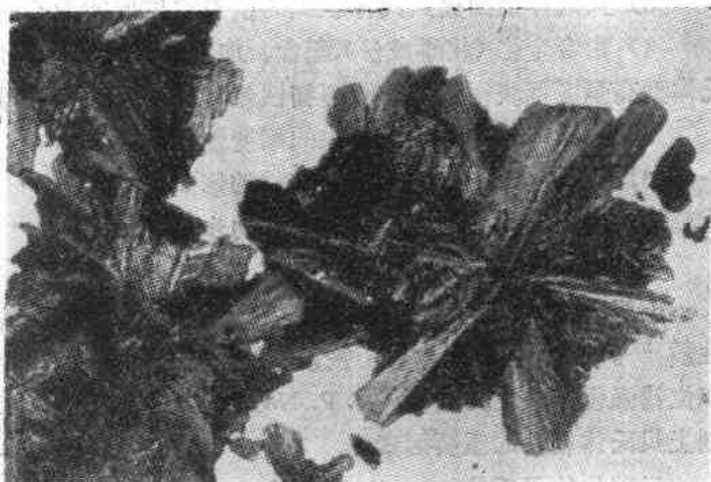
最先 Vilella^[54] 曾报导柱状贝氏体的存在。这种组织在碳化物分布上与上、下贝氏体不同, 炭素钢在高压下转变时可以观察到。柱状贝氏体还在高碳或高碳合金钢中(如 1.16% C、1.4% C 和 1.78% C 钢及 1.02% C-3.5% Mn 钢、1.12% C-5.28% Ni 钢、1.14% C-2.71% Cr 钢) 出现。例如 1.02% C-3.5% Mn-0.1% V 钢在 950℃ 奥氏体化后在 250℃ 等温 80 分钟、然后淬火, 在晶粒内形成柱状贝氏体, 它的铁素体呈放射状。柱状铁素体内部分布着碳化物, 有下贝氏体特征。中碳钢 (0.44% C) 在 24 千巴高压下, 在 288℃ 等温也可以形成柱状贝氏体。

(3) 贝氏体的强韧性

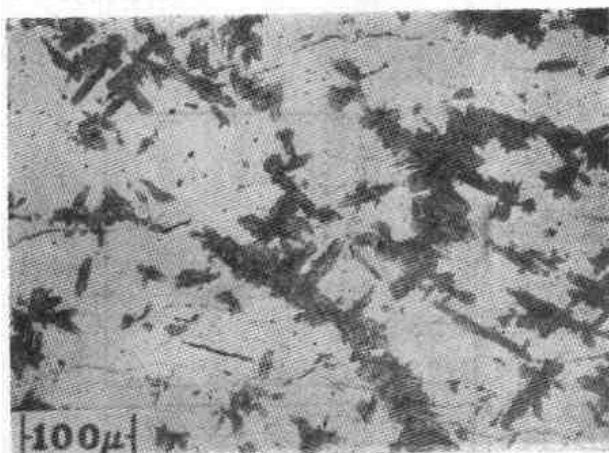
由于贝氏体组织的复杂性, 人们对贝氏体组织结构与性能的关系还缺乏系统、明确的认识。随着对贝氏体组织形态研究的发展, 近年来关于贝氏体强韧性的了解是有进展的。

以往对贝氏体强韧性的认识是比较局限的, 侧重于应用较多, 从组织形态上分析少些。例如, 1) 碳素工具钢和合金工

具钢进行贝氏体等温处理后, 获得下贝氏体为主的组织, 可使钢在保持较高的强度同时具有更好的塑性和韧性的配合。又因为贝氏体比容小于马氏体、等温淬火时工件截面温差减少, 内应力较小, 能有效地减少形状复杂零件的热处理变形、严格控制尺寸精度。F. Borik 等^[55] 指出 SAE51100 钢当硬度大于 Rc40 时, 贝氏体的疲劳强度优于回火马氏体组织。2) 弹簧钢进行贝氏体处理后, 在等硬度时, 强度提高 20%、屈服点提高 11.7%、比例极限提高 10%, 并有足够塑性^[56, 57, 58]。3) 中碳结构钢经贝氏体等温淬火得到下贝氏体组织较普通淬火、回火组织有较高的强度和塑性、韧性的配合。它的屈/强比高、在动载荷下有较小的缺口敏感



(a) 高碳锰钢中的柱状贝氏体



(b) 0.44 钢在 24 千巴高压下 288℃ 等温获得的柱状贝氏体

性、有较高的疲劳强度，又可避免一些合金结构钢的第一类回火脆性^[59, 60, 61]。

近年来，对贝氏体强韧性的研究范围有所扩大，能较好地联系组织形态。发展了对贝氏体的强韧性的认识。引人注意的研究有以下几方面：

1) 低碳、低合金钢各种贝氏体组织形态的强度与韧性研究、特别联系到转变温度、并与回火马氏体组织作了比较^[61]。

2) 贝氏体钢的强化机构研究（包括粒状贝氏体和上、下贝氏体）^[11]。

3) 贝氏体或回火贝氏体组织的抗裂纹扩展能力的研究^[51, 62, 63]。

4) 由合金化（化学成份）配合、加上通过上贝氏体形成温度范围时的控制冷却以使贝氏体型高强度钢获得优越的断裂韧性兼具高的强度和可焊性的材料、工艺设计研究^[64, 65]。

5) 贝氏体钢各种组织形态的蠕变性能研究。

6) 贝氏体组织形态对断裂韧性的影响^[67, 68]。

目前对贝氏体力学性质的认识和初步规律性是：

1. 上贝氏体

上贝氏体的强度和韧性主要决定于铁素体条片的平均宽度^[61]和碳化物的大小、分布和性质^[85]。由于上贝氏体中，铁素体的固溶碳量不多、位错密度较小，因此，碳的固溶强化和位错强化作用较为次要。J. P. Naylor 等^[69]指出：平均“领域”尺寸（Packet Size）是控制上贝氏体韧性的重要因素。

无碳化物贝氏体（B₁型）。

这类上贝氏体由于在铁素体条片间夹有奥氏体，能改善韧性。含硅（或含铝）钢能抑制上贝氏体中渗碳体的形成，使铁素体间未转变奥氏体的碳浓度提高，使之稳定，因此使韧性

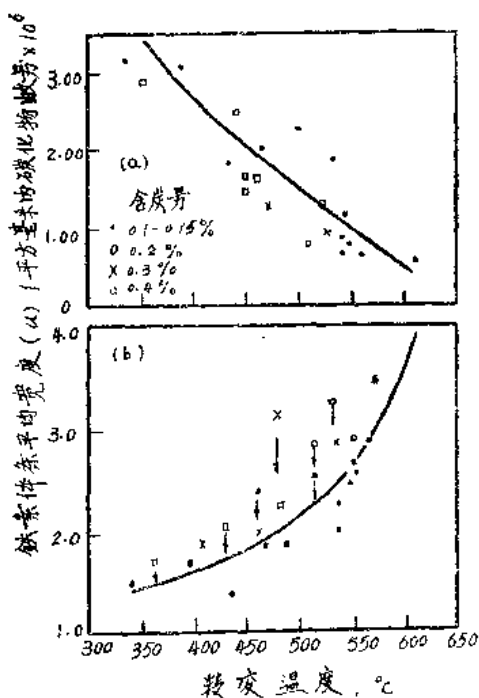


图15 碳钢贝氏体的铁素体条平均宽度和单位面积中碳化物量与转变温度的关系

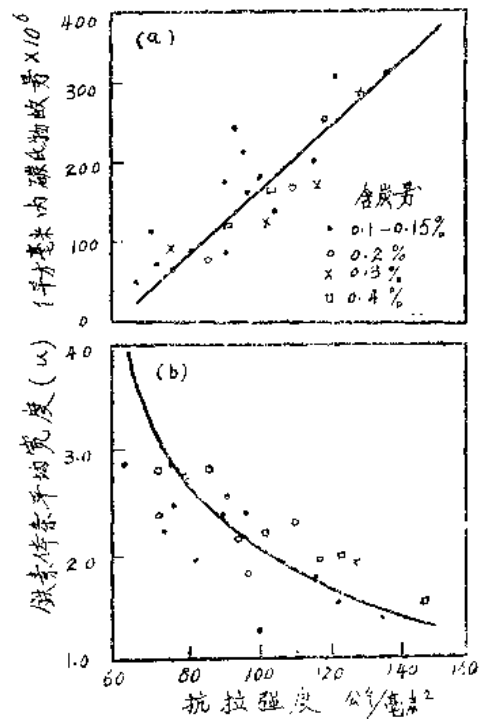


图16 碳钢贝氏体的铁素体条平均宽度和单位面积中碳化物量与抗拉强度的关系

提高^[67]。但是如果这部份残留奥氏体在以后的冷却过程中或回火时转变为马氏体(或析出渗碳体)则使强度升高,韧性视马氏体中含碳量高低而有不同程度的下降。在相同破面单位(Unit crack path)下,低碳、低合金钢无碳化物贝氏体(B_{II}型)的脆性龟裂的传播停止温度(vT_s)约比B_{III}型上贝氏体升高近100℃、0.12%C钢则升高55℃,原因就是铁素体条间残留奥氏体在回火时转化为马氏体的缘故^[62]。稳定残留奥氏体或抑制其分解的合金元素对B_I型上贝氏体的韧性将起有益作用。

典型上贝氏体(B_{II}型)。

这类上贝氏体由于渗碳体分布在铁素体条片之间,使条间易于脆断、断裂强度较低,裂纹易于传播,因而韧性亦较差。而且因为相变温度较高,转变不完全,残留奥氏体在随后冷却时转变为马氏体增加了脆化。

这类上贝氏体的强韧性随其转变温度的降低、铁素体条宽度以及条间碳化物的变细而有改善。图15、16和17。

碳化物全部在铁素体条内沉淀的上贝氏体(B_{III}型)。

这类上贝氏体,由于碳化物在条内分布,所以既具有一定强度,又有较好的韧性。而且回火B_{III}类贝氏体的抗裂纹扩展能力($\frac{dc}{dt}$)优于回火马氏体。透射电镜的观察表明B_{III}型上贝氏体由于抑制了渗碳体沿原奥氏体晶界析出,减少了晶界裂纹,所以当K_I值增加时,准介理断口(quasi-Cleavage)比例增大。中里、寺崎^[51]比较了回火B_{III}型贝氏体和回火马氏体的延迟

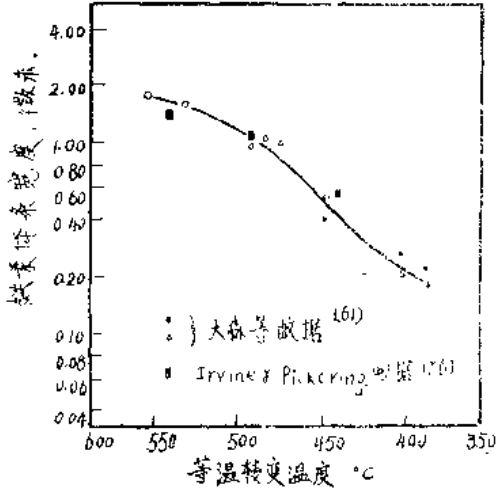


图17 等温转变温度对贝氏体中铁素体条宽的影响

表1 0.31%C、1.5%Mn、1.01%Ni、1.01%Cr、2.1%Mo、0.11%V钢在回火B_{III}贝氏体和回火马氏体组织状态下的延迟破断特性值

特 性 数 值	回火B _{III} 型贝氏体	回火马氏体
1.破断过程总时间 t _F (分钟)	8675	4015
2.孕育时间 τ _i (分)	105	55
3.K _{ISCC} , 公斤/毫米 ^{3/2}	115	90
4.裂纹扩展率 $\frac{dc}{dt}$ 毫米/分	0.49×10^{-3}	2.05×10^{-3}
5.K _{IC} , 公斤/毫米 ^{3/2}	297	398
6.抗拉强度, 公斤/毫米 ²	150	149

K_I = 250 公斤/毫米^{3/2}

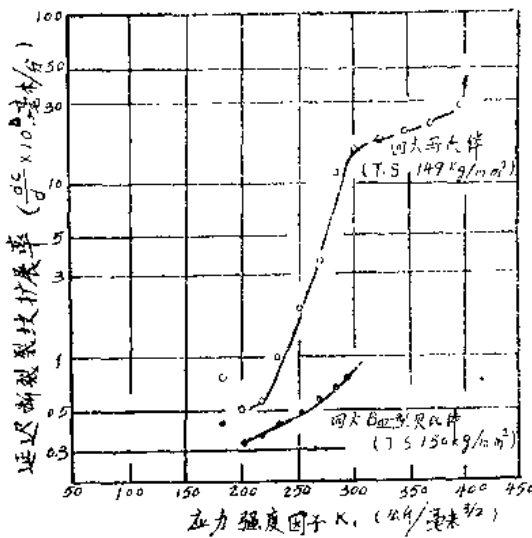


图18 0.31%C、1.5%Mn、1.01%Ni、1.01%Cr、2.1%Mo、0.11%V钢的应力强度因子对延迟裂纹扩展率的影响(在12℃, 0.1N-HCl中)

破断性能。结果如表 1 和图 18。显然回火 B_{III} 型贝氏体的迟延破断性能优于回火马氏体。邦武等^[62]在研究低碳、低合金钢厚板以不同速度连续冷却时指出：获得 B_{III} 型贝氏体和马氏体混合组织时（图 19(a) 中冷却速度 B，或图 19(b) 中的冷却范围），回火后，混合组织的 50% 脆性转折温度低于马氏体，图 20，裂纹扩展抗力亦优于马氏体。这种性能改善被介释为：B_{III} 型贝氏体在马氏体基体上产生，分割了马氏体的“领域”（Packet），降低“领域”大小达 10~20%，缩短了单位破断长度（L₀），因而提高了抗裂纹扩展能力。

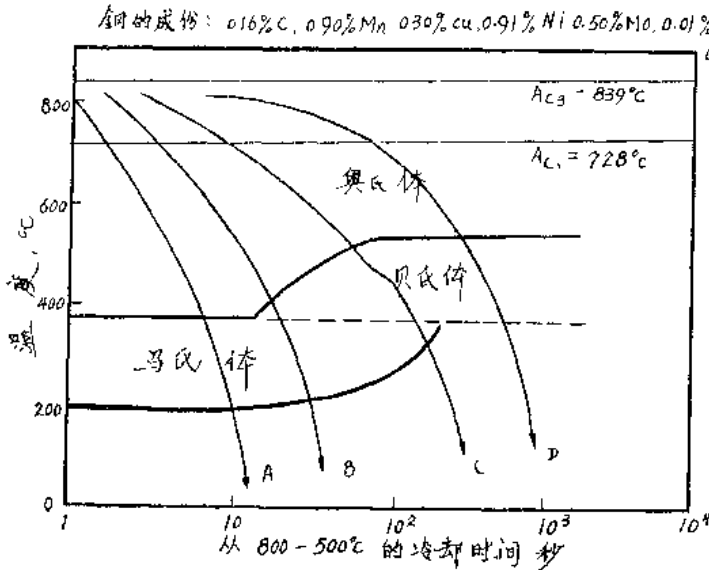


图 19(a) 1200°C 奥氏体化的连续冷却转变图与钢板的冷却速度^[62]

钢	C	Si	Mn	P	S	W	Ni	Cr	Mo	V	潜含铝
9%镍	0.12	0.30	0.83	0.004	0.005	0.30	1.11	0.53	0.49	0.03	0.031

奥氏体化条件：950°C × 20 分钟

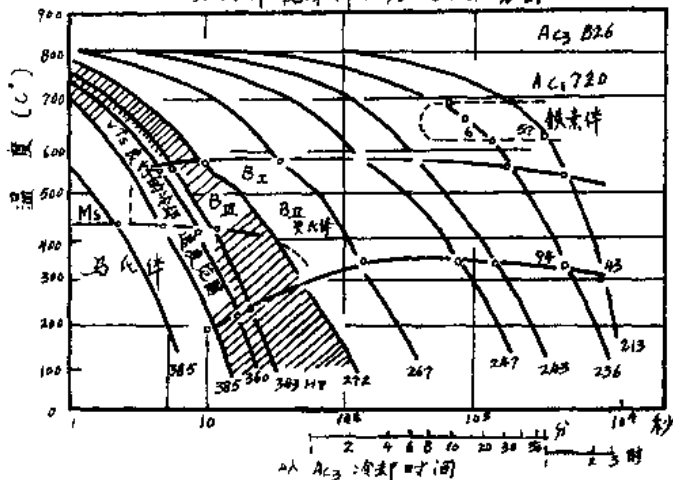


图 19(b) Cu-Ni-Cr-Mo-V 钢的等温转变图^[62]

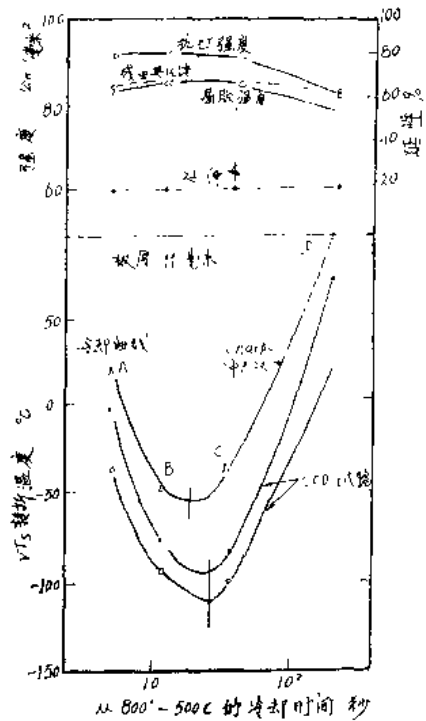


图 20 11毫米厚板的机械性质与冷却速度的关系

2. 下贝氏体

下贝氏体的强度与硬度主要决定于碳化物数量与分散度和位错密度，亦即因此下贝氏体具有较好的塑性和韧性。虽然下贝氏体内铁素体固溶碳量有所增加，但下贝氏体的强度并不主要决定于碳的固溶强化。

Wang M. T. 等人用电子衍射研究 AISI4340 钢的回火马氏体和回火贝氏体薄膜的铁素体晶界进行结构分析。发现回火马氏体的铁素体片间是共格的而下贝氏体是非共格的。认为非共格铁素体片间界有利于应力弛豫，因而在同等屈服强度下，回火下贝氏体显示了较高的断裂韧性。断裂韧性测定时的 P-V 曲线有明显的台阶状，如图 21 所示，有利于阻止裂纹扩展。应用这个概念金属研究所对 40SiMnCrNiMoV 钢作了回火下贝氏体和回火马氏体的抗裂纹扩展性能的比较，得出将回火下贝氏体组织用于高压容器的研制，得到良好的效果^[68]。

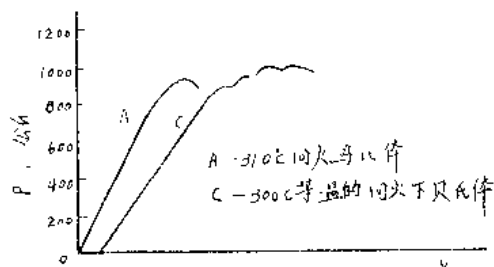


图21 测定断裂韧性时的 P-V 曲线

Irvine 和 Pickering^[36, 37] 曾定性地讨论了影响下贝氏体强韧性的因素：

1) 碳化物分散度的影响

在存在任意排列的不连续障碍——碳化物，间距为 λ 时，它对流变切应力 (τ) 的关系，Orowan 得出如下的方程式，

$$\tau = \tau_0 + \frac{K\mu b}{\lambda}$$

这里 τ_0 = 基本流变切应力，

b = Burger 矢量，

μ = 切变模量，

K = 常数，数值在 0.80~0.84

碳化物间距 $[\lambda]$ 与单位面积的粒子数 N_A 的关系为： $\lambda^{-1} \cong \sqrt{N_A}$

强度（抗拉流变应力）与 λ^{-1} 的关系如图 22。

2) 位错密度对流变切变应力的影响

位错密度对流变切变应力的作用如下式

$$\tau_d = \alpha \mu b \sqrt{e}$$

这里 e = 位错密度

α = 常数、对铁合金 $\alpha \approx 0.6$

因此得出： $\tau_d = 1.2 \times 10^{-4} \sqrt{e}$ 公斤·毫米⁻²

随着温度变化的位错对流变应力的影响与转变温度的关系，如图 23，图上表

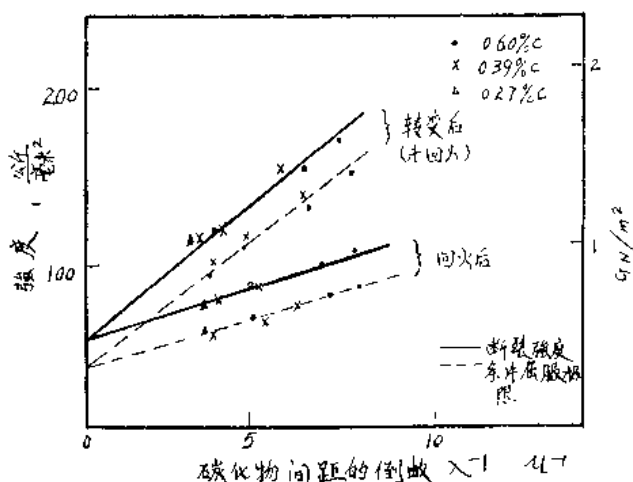


图22 强度与碳化物间距倒数的变化关系^[41]

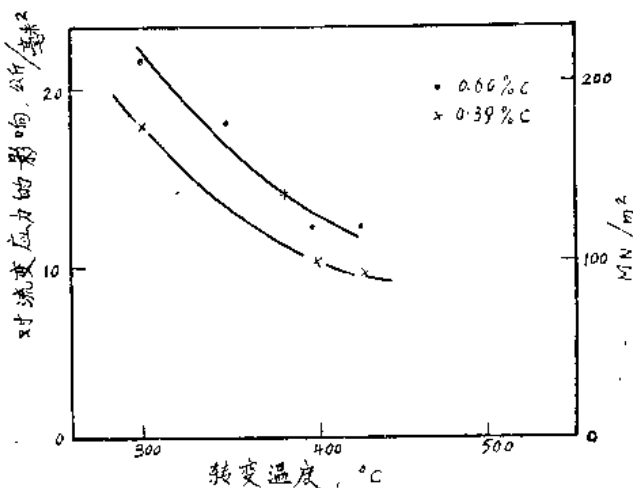


图23 位错对流变应力的影响与转变温度的关系^[41]

明位错的影响随转变温度而增加和炭量的降低而减小。

3. 粒状贝氏体

粒状贝氏体中“小岛”的百分数随含碳量与转变温度的提高而增加，图 24。“小岛”比例量增加时，强度亦随之提高，图 25。

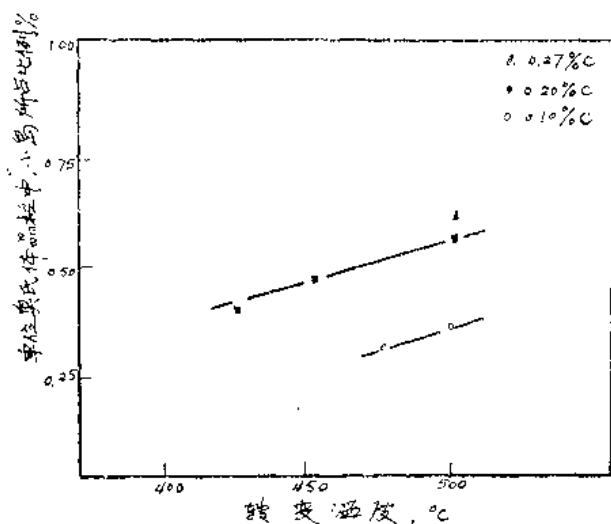


图24 每个奥氏体晶粒中“小岛”所占比例与转变温度关系

粒状贝氏体的强度是由基体铁素体强度、合金元素的固溶强化、原先奥氏体晶粒大小和位错密度的综合作用的结果。“小岛”(块状或粒状第二相)对强度的改善与铁素体-珠光体组织材料中珠光体量增加所引起的强度提高是相似的。

含钼或钒的贝氏体钢(中碳、铬、钼、钒、钢)，得到粒状贝氏体组织、再经高温回火，获得稳定的铁素体和弥散分布的粒状碳化物混合组织，可以提高钢的持久强度和抗蠕变能力。已经被用于高压汽轮机主轴。

合金元素对中碳、低合金钢贝氏体的韧性影响 [66, 70]。

1) 合金元素对贝氏体脆性转折温度(vT_r)的影响

这种影响归纳于图 26。碳量增加时，转变后或回火后贝氏体的 vT_r 亦随着上升。镍量增加，转变后贝氏体的 vT_r 无甚影响，而 650℃ 回火后贝氏体的 vT_r 随镍增加而上升。铬量增加、贝氏体的 vT_r 显著升高。钼量从 0.25% 增至 0.50% 时，贝氏体的 vT_r 几乎无大变化。A. Kamada 等 [70] 研究了 Cr、Mn、Ni 元素对低碳、0.5% 钼钢的韧性影响时，得出：添加 1.5~2.5% Cr、Mn、Ni 一般都将使韧性有所下降，图 27。

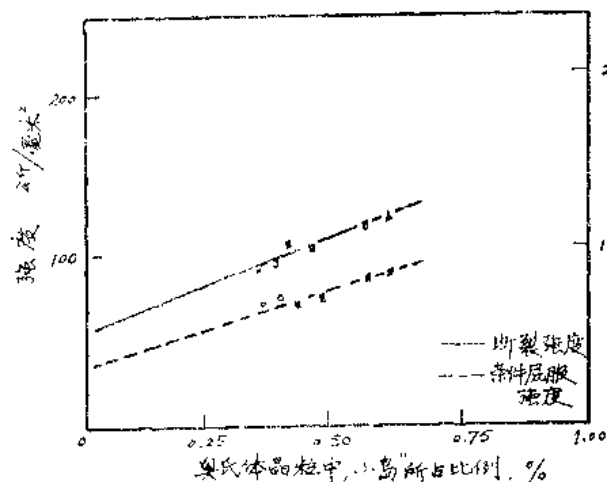


图25 强度随组织中“小岛”百分数的变化关系

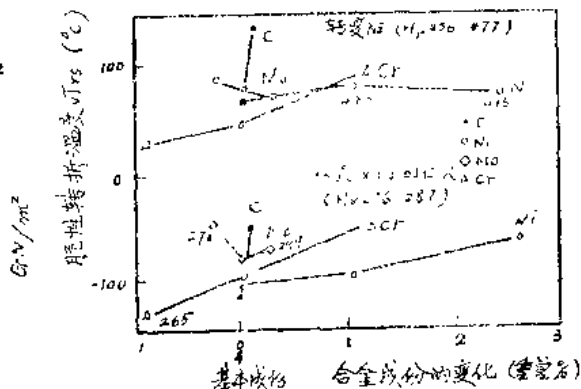


图26 合金元素对贝氏体脆性转折温度的影响。(基体成份 0.35~0.42% C、0.8% Mn、1.1% Cr、0.25% Mo、贝氏体形成温度 350℃)

2) 合金元素对贝氏体破面单位的影响。

钼与镍对破面单位影响比较小。铬和碳增加使破面单位亦增大。