

亚共析钢碳化物相的快速直接球化*

吴凡 刘健 胡君遂

(国防科技大学材料工程与应用化学系 长沙 410073)

摘要 依据作者关于钢中奥氏体晶粒尺寸影响相变产物中碳化物形态的观点, 本文分析了精轧过程中与碳化物球化有关的金属学问题; 指出在临界温度以下对过冷奥氏体实施精轧, 因铁素体“超量”析出而使奥氏体晶粒细化, 并随精轧形变量的增加, 在晶内诱发共析相变; 精轧后的钢继续在精轧温度短时停留, 可实现碳化物相的优良球化。

关键词 亚共析钢, 碳化物, 球化, 精轧

分类号 TB31

Rapid and Direct Spheroidization of Carbide in Hypoeutectoid Steels

Wu Fan Liu Jian Hu Junsui

(Department of Materials Engineering and Applied Chemistry, NUDT, Changsha, 410073)

Abstract Some phys-metallurgical problems related to direct spheroidization of carbide in the process of fine-rolling were analyzed and investigated in this paper in accordance with the author's view point that the morphology of carbide phase in product of eutectoid reaction might be affected by grain size of austenite mother-phase in steels. It is concluded that when a hypoeutectoid steel with super-cooled mono-phase austenite microstructure is fine-rolled at the temperature below the equilibrium point of Ae1 in Fe-C diagram, the austenite grains would be refined due to previous 'over-precipitation' of ferrite along grain boundaries and deformation bands. At the same time, the eutectoid reaction of intra-grains instead of that along the boundary is induced with the increase of the rolling rate. While the as-rolled steel stays briefly at the rolling temperature, carbide in the steel may be better spheroidized.

Key words hypoeutectoid steel, carbide, spheroidization, fine-rolling

为改善含碳量大于0.3%的亚共析钢冷锻成型性, 通常需由钢材用户对其进行球化退火热处理。该球化退火热处理往往需要长达几十小时的加热、保温和缓冷, 方能使钢中的碳化物形态由片状改变为球状, 而且球化效果常常不能令人满意。已有不少以缩短球化退火时间为目的的研究工作^[1-6]。这些研究工作的一个共同点是, 设法加速碳化物由片改为球的进程。

作者曾提出^[7], 奥氏体的晶粒尺寸、共析相变的形核位置以及相变发生的温度将影响相变产物中碳化物的形态。归纳起来, 奥氏体晶粒粗大、共析相变在晶界形核以及相变温度低时, 珠光体中的碳化物易呈片状; 反之, 奥氏体晶粒细小、共析相变在晶内形核以及相变温度高时, 珠光体易呈球状。这意味着, 为了在亚共析钢中直接获得碳化物优良球化的珠光体组织, 在一定条件下可以不经碳化物由片改为球的模式, 而可以从奥氏体母相中直接分解出碳化物球。然而, 至今只有很少这样的报导^[8]。

在正常的轧制温度区间(1150至850℃)承受大部分热轧变形的亚共析钢钢材, 如若预留出必要的最少轧制余量, 令其迅速进入Fe-C平衡相图PK线以下较高温区间(720~680℃), 当其显微组织尚呈单一的过冷奥氏体状态而未及发生任何组织转变之时, 完成剩余的轧制量, 这时, 钢材仍具有良好的塑性和具有轧机可接受的较高轧制抗力。这一临界温度以下对单相过冷奥氏体施加的轧制即为所称的精轧。该精轧不能混同于众所周知的低温控制轧制。精轧过程中, 亚共析钢的显微结构发生如下变化: 钢中的先共析铁素体, 始而沿过冷奥氏体晶界、继而沿过冷奥氏体晶内形变带“超量”和加速地被精轧应变所诱发析出, 遂将每个过冷奥氏体晶粒分隔成许多小碎块。这些在原一个较大晶粒内被分隔的碎块尽

* 1999年1月5日收稿
国家“九五”重点科技攻关计划项目
第一作者, 吴凡, 1940年生, 教授。

管彼此具有同一的晶体学空间取向,但是,将它们分隔的铁素体在此温度已是热力学稳定的 α 相,故过冷的奥氏体碎块事实上已是各自独立的细小晶粒。或者说,它们彼此聚合、回复为一个原有大晶粒的强烈自发趋势已不存在实现的可能,除非重新加热超过 A_{c3} 温度。增大精轧变形量和降低精轧温度,碎块就越细小。不难知道, α 相析出的瞬间,与奥氏体/铁素体相界面紧邻的奥氏体富集着碳;而远离相界的晶内却是贫碳的。因此,细小的过冷奥氏体中发生共析相变的有利位置已不是稳定性较高的晶界处,而是稳定性较小的晶内。尤其是,在特定的精轧温度,当 α 相全部析出后继续加大精轧量,细小晶粒的晶内形变带更是优先的形核位置,在应变中诱发出共析碳化物核。基于相变温度较高,弹性约束小,碳化物核易于各向均匀长大呈球状。

工业界对亚共析钢的碳化物球化的关注主要是冷镦钢的用户。一般说来,冷镦钢的用户对碳化物的球化率有要求之外,对碳化物球的大小并无具体要求。然而,对于冷镦钢的硬度却提出明确要求。因此,精轧过程中加工硬化的先共析和共析铁素体,精轧后发生充分再结晶软化是必要的,否则不利于钢材承受冷镦。而与铁素体的再结晶同时发生的碳化物有限长大起到弱化弥散硬化,从而进一步改善冷镦性的作用。

概括起来,亚共析钢碳化物相的轧制线快速直接球化程序包括:正常轧制(即粗轧) 精轧 在线退火三个步骤,如图1示。

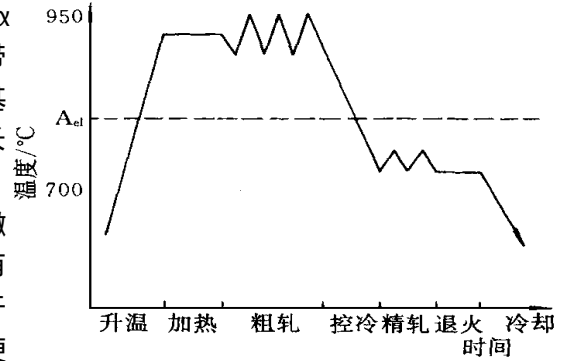


图1 亚共析钢材碳化物在线球化示意

Fig. 1 Carbide spheroidization scheme of hypoeutectoid steel in line.

1 结果与分析

研究用钢是不含任何合金元素的商用优质碳素45结构钢。化学成分:C 0.45, Si 0.22, Mn 0.60, S 0.02和P 0.018(%)。外购300kg 60mm x 60mm方坯,在实验工厂热锻成40mm x 40mm截面方料和900℃正火备用。

1) 精轧温度的影响

热轧钢的显微组织随轧制温度而变化是众所周知的。然而,奥氏体过冷到Fe-C平衡相图PK线以下温度承受压力加工的物理冶金现象却很少看到报导。本实验中将加热到950℃的40mm方坯,在750~600℃范围以内以59%的固定轧制截面缩减率一道次轧制(即把40mm厚的锻坯轧成厚度为16.5mm的轧坯),并立即放入700℃待料的炉中保持1h后空冷。备样工艺实验之后的检测项目包括力学性能断面收缩率 ψ 、冷压缩致裂门槛值 ξ 、抗拉强度 σ_b 以及显微组织中碳化物球化率SR。

检测结果示于图2。很明显,对于45钢而言,660~700℃是最佳的精轧温度区间。在此温度区间精轧,钢材的强度最低、塑性指标最高,显微组织中的碳化物球化率最高。这样的结果,若通过目前国内广泛采用的球化退火热处理获得,需要几十小时的保温。图3是680℃精轧后700℃1小时退火样品的显微组织照片。

自680至720℃,样品的SR值略有下降的原因是因为先共析铁素体数量减少所致。

2) 退火温度和保温时间的影响

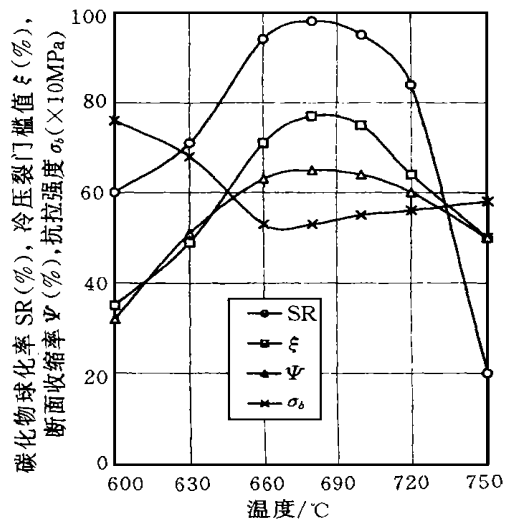


图2 精轧温度与力学性能、碳化物球化率的关系

Fig. 2 Relationship between fine-roll temperature and mechanical properties and carbide spheroidized rate.

退火温度的变化范围选在 550 至 750 ℃; 时间一律为 30min。退火时间的变化范围是 60min; 温度一律为 700 ℃。

实验结果分别由图 4 和图 5 给出。图 4 记载的结果表明, 在 720 ℃ 以下, 强度 σ_b 随退火温度的提高由 630 降至 530Mpa; 但是, 当退火温度进一步提到 750 ℃ 时, 强度升至 670Mpa。与此同时, 碳化物球化率 SR 在 720 ℃ 以下随退火温度升高而明显增加, 在 630 至 720 ℃ 区间达到很高水平; 而在 750 ℃ 时又突然下降。这些结果的原因是, 临界温度以上的退火导致钢材重新奥氏体化和随后冷却时, 珠光体以片状析出所致。在过低的温度退火时, 一则碳化物颗粒因过细而导致弥散硬化, 且因碳化物相晶体结构的低对称性以及环境的弹性约束加大, 更易于成长为片状。可见, 精轧后立即进行的退火温度, 在低于平衡临界温度前提下, 越高越好。图 5 所示结果说明, 仅以碳化物的球化而论, 700 ℃ 的 20min 退火已足够 (SR= 94%)。但是, 钢材的强度却起码要 30min 才达到更低。这说明, 精轧

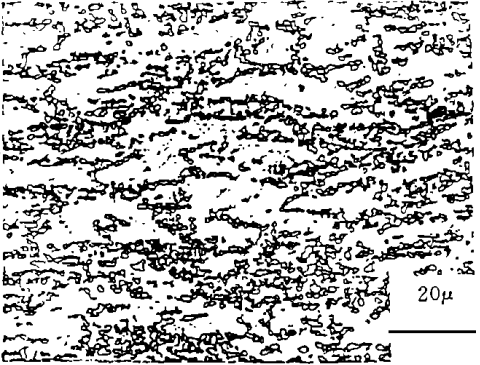


图 3 在线优良球化的 45 钢显微组织
Fig. 3 Microstructure of 45 steel with carbide well spheroidized in line.

700 ℃ 的 20min 退火已足够 (SR= 94%)。但是, 钢材的强度却起码要 30min 才达到更低。这说明, 精轧

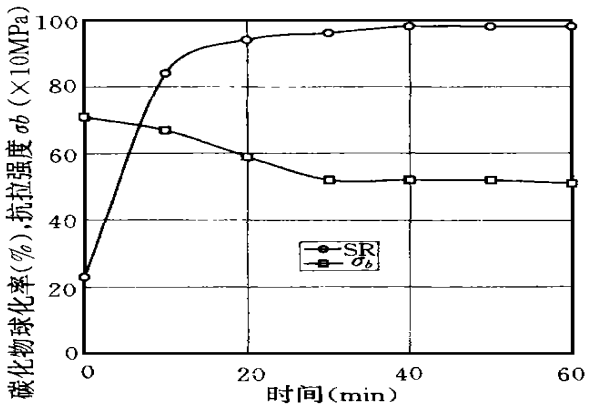
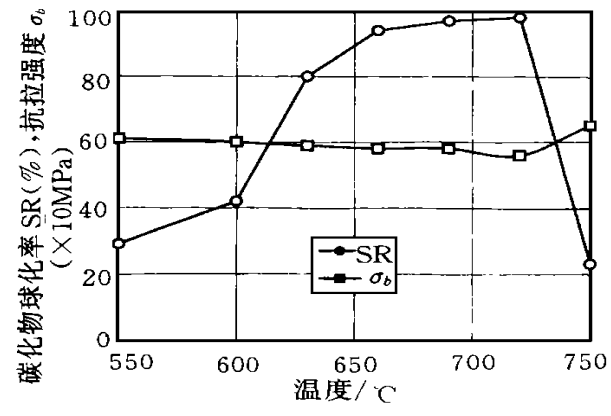


图 4 退火温度对强度和碳化物球化率的影响
Fig. 4 Affection of annealing temperature on the tensile strength and carbide spheroidized rate.

图 5 退火时间对强度和碳化物球化率的影响
Fig. 5 Affection of annealing duration on the tensile strength and carbide spheroidized rate.

时被加工硬化的铁素体相, 其再结晶软化至少需要 30min 以上。因此, 退火保温时间由强度或硬度的要求来确定。退火时间的延长对碳化物的球化只有好处。

3) 精轧形变过程中发生的组织变化

为了在一个道次中获取不同的精轧形变量, 将以斜面过度的台阶样品加热至 950 ℃, 并事先将实验轧机的轧辊间隙调整到与最小台阶的厚度相等。所设计各台阶保证在 700 ℃ 一个道次精轧中分别获得 0、17、23、32、43、54、和 58% 的截面缩减率。精轧后立即将样品在冷水中淬火以固定瞬间显微组织。图 6 是这一组样品制造的工艺示意。

仔细观察淬火样品的显微组织依精轧形变量的提高所发生的变化, 可以发现:

- (1) 经 17% 的精轧, 细小铁素体在奥氏体晶界形核和成长;
- (2) 经 23% 的精轧, 细小铁素体布满奥氏体晶界的同时, 也在奥氏体晶内的形变带析出, 并当精轧量提高到 32% 和 43% 时, 形变的奥氏体已全部被应变诱发的细小铁素体分隔成许多孤立的小晶粒;
- (3) 精轧量进一步提高, 超过 54% 时, 被分隔细化、并被加工硬化的细小奥氏体开始分解为两相, 即颗粒状碳化物和铁素体基体。

重制各不同精轧比的样品, 并于 700 ℃ 退火 1h 后, 检测力学性能和碳化物球化率。其结果由图 7 给出。结合上述的组织观察和图 7 的检测结果, 精轧形变比应大于 54%。

2 讨论

1) 精轧与控制轧制的差别

从形式上看,精轧似乎就是在非再结晶温度区间进行的控制轧制或某种热机械处理。但是,实质上它们之间至少存在两个基本的差别:第一是轧制的目的不同。控制轧制的目的,是利用控制轧制的条件在奥氏体基体中为铁素体创造高密度形核位置,以便细化相变之后钢的显微组织。而本研究所提出的精轧,其根本的目的,是在精轧条件下,为在不断细化的奥氏体晶粒内部制造高密度的碳化物形核位置,以便在轧制过程中实现碳化物的直接球化。在精轧的初期阶段,必须利用应变诱发先共析铁素体将奥氏体晶粒分隔细化成许多彼此隔离的碎块;同时,必须将被分隔细化奥氏体相的碳浓度用铁素体的“超量”析出提高到大于共析成分。这对在进一步的精轧中,在奥氏体基体上产生球状的碳化物核心非常重要。第二是轧制温度不同。控制轧制一般是在再结晶可以发生的温度区间进行的(高于 850 ℃或更高)。但是,精轧温度却在平衡临界温度 A_{e1} (约 720 ℃) 之下。虽然对控制轧制而言,为了使转变产物组织进一步细化而有可能把控制轧制的温度连续降低到非再结晶温度区域,但是,奥氏体再结晶的临界温度和 A_{r3} 点之间的区间过于狭窄,故不应指望得到很大效果^[4]。因此,非再结晶温度区间和低于 A_{e1} 点的控制轧制很少被采用。

2) 加工硬化奥氏体中铁素体和碳化物的析出

加工硬化奥氏体的分解过程如下:第一阶段为应变诱发先共析铁素体的析出。奥氏体分解的初期阶段,大量的先共析铁素体在加工硬化过冷奥氏体的晶界和形变带上生核和长大(参看示意图 8a 和 b)。第二阶段为应变诱发碳化物的析出。奥氏体分解的后期阶段,大量球状碳化物颗粒在加工硬化过冷奥氏体的晶内形变带(这里已不再有铁素体析出)上析出,与此同时,基体改组为共析铁素体(图 8c)。图 8d

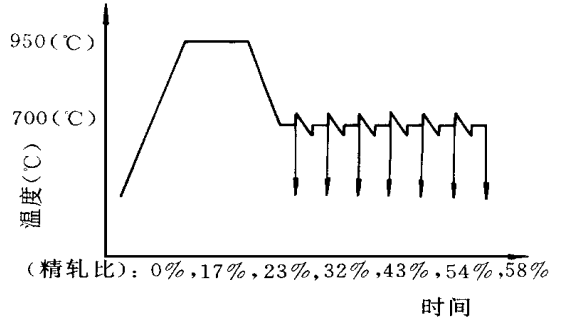


图 6 供考察精轧过程中瞬间组织变化情况的样品制备示意
Fig.6 Scheme of manufacturing of samples for instantaneous microstructure observation in the fine-rolling process.

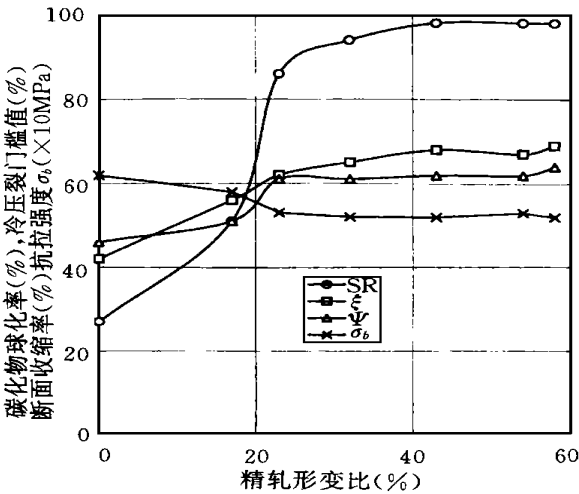


图 7 精轧形变比与力学性能及碳化物球化率的关系
Fig.7 Affection of fine-rolling deformation rate on the mechanical properties and carbide spheroidization rate.

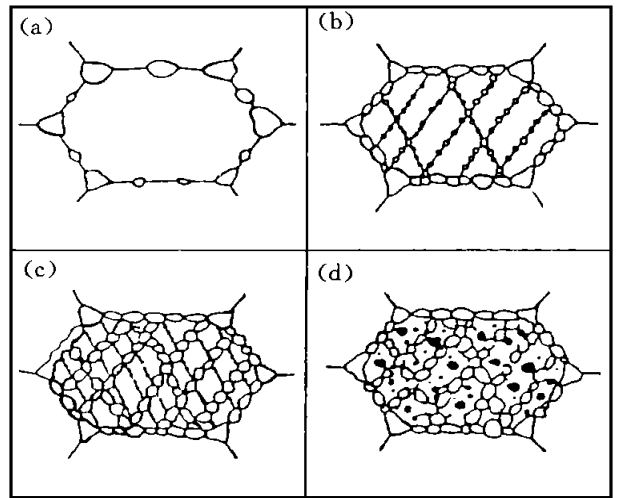


图 8 精轧过程中碳化物球化示意
Fig.8 Scheme of carbide spheroidization in fine-rolling process.

示意的是精轧结束后在退火炉中碳化物颗粒已长大。与控制轧制相比,精轧的初期阶段具有两个不同的特点。其一是,被应变诱发先共析铁素体分隔的过冷奥氏体碎块非常细小。精轧时应变诱发先共析铁素体的沉淀发生在远低于 A_{e1} 点的过冷温度(图 9 中的 $P-S$ 线)。在此温度,先共析铁素体和过冷奥氏体的体积分数之比为 α/γ_2 。这一比值显然要比相平衡温度 A_{e1} 处的比值 α/γ_1 大。前文多次提到的所谓先共析铁素体的“超量”,指的就是 $\alpha_2 > \alpha_1$ (“超量”值 $\Delta\alpha = \alpha_2 - \alpha_1$)。基于此,精轧应变诱发的先共析铁素体

数量要比控制轧制的先共析铁素体多得多。其结果,被分隔细化的奥氏体碎块也越细小。奥氏体晶粒越细小,从中析出的碳化物颗粒的球化程度越高。也就是说,精轧的第一个特点有利于碳化物的球化。精轧的第二个特点是,加工硬化过冷奥氏体中发生共析转变出现的球状碳化物,从颗粒的析出,到颗粒的长大,全部发生在晶内。

精轧致使的奥氏体碎块在未发生分解之前(即精轧的第一阶段),近晶界处的奥氏体稳定性高。其原因是,邻近晶界处富集了从相邻铁素体扩散出来的碳元素(图9中的S点的横坐标)。远离晶界处的中心部位碳含量则没有晶界处高。因此,在奥氏体碎块贫碳的中心部位发生碳化物-铁素体两相分解,要比富碳的晶界处容易。必须指出,当精轧温度确定不变的情况下, α_c 的数值也是确定的。

所以,被铁素体所包围的过冷奥氏体最小平均直径也是确定的,而不是可以无限细化的。也就是说,一旦该析出的铁素体全部析出,奥氏体的细化即告结束。进一步加大精轧形变量,就进入了精轧的第二阶段。精轧的第二阶段,过冷奥氏体晶内形变带上不再有铁素体析出;诱发两相共析分解时,奥氏体的碳浓度是相图中塔曼三角形的左下角S点所对应的横坐标碳含量。分解产物中的碳化物正是在这些形变带生核的。有人^[8]对共析成分的Cr-Mn钢奥氏体过冷到625℃轧制样品用透射电子显微镜观察时亦发现,析出在形变带上的碳化物的确呈球状。这绝不会是在低碳低合金钢中所发现的那种奥氏体/铁素体相界面沉淀析出物^[4]。因为在共析钢中不可能存在先共析铁素体,这是其一;其二是,形变带析出物的直径要比奥氏体/铁素体相界面析出的碳氮化物颗粒直径大。再者,这样的球形颗粒曾被在奥氏体冷却中形成的珠光体中观察到。这就证明,球状碳化物颗粒确实在应变硬化的奥氏体中优先析出,从而有力地支持前面讨论的亚共析钢过冷奥氏体承受精轧时的分解模型。

2) 精轧和随后退火中球状碳化物形成的机制

基于以上的讨论和精轧结束后的短时退火,球状碳化物的形成机制概括如下:

(1) 先共析铁素体在精轧的应变诱发下,沿形变的过冷奥氏体晶界和形变带析出;带有先共析铁素体的形变带将过冷奥氏体分隔为小晶粒(碎块);

(2) 加工硬化的细小过冷奥氏体晶界区域,因碳元素在奥氏体/铁素体相界面处富集而稳定化;

(3) 加工硬化的细小过冷奥氏体晶内形变带上沉淀析出球状碳化物颗粒;基体改组为铁素体;

(4) 加工硬化铁素体再结晶软化的同时,碳化物小球适度长大。

3 结论

以在钢材轧制生产线上直接将亚共析钢中的碳化物快速球化为目的,进行了物理冶金学基础研究。主要研究结论如下:

1) 在钢材轧制生产线上,通过对碳元素富集的过冷奥氏体实施重载精轧,可以得到显微组织和力学性能同于传统碳化物球化退火的钢材;

2) 精轧变形比应大于54%;精轧温度应在660至700℃;

3) 精轧后的退火温度在不超平衡临界温度前提下,较高为宜。

参考文献

1 K. Aihara et al. Proceedings of the 57th International Conference of the Wire Association International Atlanta, 1987

2 K. Aihara et al. The Sumitomo Search, No. 42, April 1990, : 1.

3 И. Г. Узлев и др. ГОРНОРУДН, ПРОМ, ст. (3), 1983, 22 ~ 23

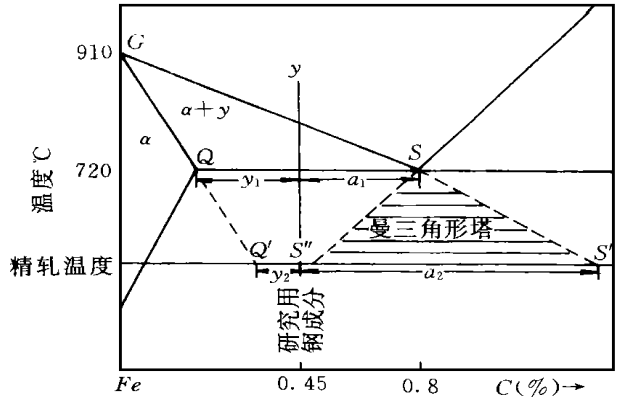


图9 Fe-C平衡相图

Fig. 9 Equilibrium diagram of Fe-C

曲线表明,只打开一个舱壁面压力的影响不大。但是,如果两个舱都打开,空腔区的压力分布变化就非常大。同时也可以看到,空腔的出现主要对空腔区及一小块邻域有影响,离空腔稍远的区域基本不受什么影响。

可以推断,在有攻角飞行时,空腔将在很大程度上改变弹体的俯仰力矩以及静稳定性。空腔的存在对于空腔前后的流场都有不同程度的影响,这也正是亚声速扰动全局传播特性的体现。

4 结论

LU-SSOR 方法结合 SLIP 格式,用于跨声速临界流计算时,收敛速度快,精度较高,在临界状态,计算结果表明空腔对弹体的压力分布影响十分显著,能够满足工程应用的要求,适合推广到母弹三维空腔流的计算。本文边界条件处理方法正确,分区策略能够保持格式精度,因此在以后的三维流场计算中可以沿用。区域边界间信息传输量少,适合于并行化处理。

参考文献

- 1 Sahu J. Numerical Computations of Transonic Critical Aerodynamic Behavior. *AIAA Journal*, 1990; 28: 801 ~ 816
- 2 Jameson A, Yoon S. Lower-Upper Implicit Schemes with Multiple Grids for the Euler Equations. *AIAA Journal*, 1987 : 25: 929 ~ 935
- 3 杨晓辉. 二维/三维超声速飞行器底部复杂流场的并行数值模拟研究:[博士学位论文],国防科技大学博士学位论文,1991

(上接第31页)

- 4 I. Tamura et al. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels. , Butterworth & Co. , London, 1988, : 1 ~ 16
- 5 J. L. Robbins et al. *Journal of the Iron and Steel Institution*. 1964, 202: 804
- 6 Y. G. Nakagawa et al. *Metallurgical Transaction*. 1972, 3: 3223
- 7 吴凡等. 见: 94年秋季中国材料研讨会文集, ,(新材料加工和研究技术, 2), 283 ~ 286, 北京: 化学工业出版社
- 8 K. Aihara et al. *Proceedings of Mechanical Working and Steel Processing Conference Vol. 29, St. Lois, Missouri, U SA*, 20- 22 Oct. 1991, Publ. The Iron and Steel Society, Inc. , 410 Commonwealth Dr. Warrendale. Pennsylvania 15086, USA, 1992: 285 ~ 290