

12Cr1MoVG 钢平衡相变与析出热力学研究

闻莉¹, 艾立群¹, 雷悦¹, 李亚强^{2*}, 洪陆阔¹, 祝广鹏¹, 王旭锋¹

(1. 华北理工大学冶金与能源学院, 河北唐山 063210; 2. 河北科技工程职业技术大学, 河北邢台 054099)

摘要:通过热力学软件 JMatPro 对 12Cr1MoVG 钢冷却过程中的相变和析出行为进行了研究, 分析了钢中合金元素对纵裂纹敏感性的影响。结果表明, 12Cr1MoVG 钢从 1 600 °C 平衡冷却至 400 °C 过程相变路径为: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + MnS \rightarrow \gamma + MnS + MN \rightarrow \gamma + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + AlN \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6 \rightarrow \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6$ 。随着钢中 P、S、Mo、V、Cr 元素含量的增加, 纵裂纹敏感性增加; 而随着钢中 Mn、Si 元素含量的增加, 纵裂纹敏感性降低。基于 $\alpha + \gamma$ 两相区温度区间和 M(C,N) 析出情况分析得到低温脆性温度区间为 747.6 ~ 869 °C, 与拉伸试验测试结果基本一致。

关键词: 12Cr1MoVG 钢; 纵裂; 相变; 热力学

中图分类号: TF76, TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)03-0183-08

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.03.028

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Thermodynamic study on equilibrium phase transformation and precipitation of 12Cr1MoVG steel

Wen Li¹, Ai Liqun¹, Lei Yue¹, Li Yaqiang^{2*}, Hong Lukuo¹, Zhu Guangpeng¹, Wang Xufeng¹

(1. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, Hebei, China; 2. Hebei Vocational University of Technology and Engineering, Xingtai 054099, Hebei, China)

Abstract: The phase transformation and precipitation behavior of 12Cr1MoVG steel during cooling were studied by thermodynamic software JMatPro, and the effect of alloying elements in the steel on longitudinal crack sensitivity was analyzed. The results show that the transformation path of 12Cr1MoVG steel from 1 600 °C to 400 °C is $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + MnS \rightarrow \gamma + MnS + MN \rightarrow \gamma + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + AlN \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6 \rightarrow \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6$. With the increase of P, S, Mo, V and Cr contents in the steel, the longitudinal crack sensitivity increases. While, the longitudinal crack sensitivity decreases with the increase of Mn and Si contents. Based on the temperature range of the ($\alpha + \gamma$) two-phase region and the precipitation behavior of M (C, N), the low-temperature brittleness temperature range is calculated to be in the range of 747.6 ~ 869 °C, which is basically consistent with the tensile testing results.

Key words: 12Cr1MoVG steel, longitudinal crack, phase transformation, thermodynamics

收稿日期: 2022-09-24

基金项目: 河北省自然科学基金 (E2021209101, E2022209112); 唐山市人才资助项目 (A20220212); 河北省研究生创新资助项目 (CXZZBS2021100); 大学生创新创业项目 (X2021215)。

作者简介: 闻莉, 1999 年出生, 女, 硕士研究生, 研究方向: 钢铁冶金新理论、新工艺, E-mail: 676396074@qq.com; * 通讯作者: 李亚强, 1990 年出生, 男, 博士, 讲师, 研究方向: 钢铁冶金新理论、新工艺, E-mail: 1052270164@qq.com。

0 引言

12Cr1MoVG 钢是低合金珠光体耐热钢, 常用来制造高压和超高压锅炉的过热器管、再热器管、导气管、主蒸汽管等。由于其服役条件比较恶劣, 长期在高温高压下工作容易产生蠕变, 并有可能发生持久断裂, 同时高温烟气和水蒸汽的作用下会发生氧化和腐蚀。为了使钢管在工作时安全可靠, 不但要求良好的高温持久强度、持久塑性、高的蠕变极限, 而且还要求高温下良好的抗氧化和耐腐蚀性能^[1]。而钢的性能与合金元素是密切相关的, 钢中的 Cr、Mo 可溶于铁素体, 起到固溶强化的作用, 并且可以提高再结晶温度, 提高基体金属的蠕变强度; Cr 也可以提高钢的抗氧化性和耐气体腐蚀能力; 钢中的 V 和 C 结合形成稳定弥散的碳化物, 如 VC, 起到沉淀强化作用^[2-3]。

冷却过程中的相变和析出行为对钢的组织性能有重要的影响, 通过热力学平衡计算不同温度下的相组成可以为实际生产提供理论依据。夏云峰等人^[4]对 4Cr5Mo2V 新型模具钢在不同温度下的相组成进行了热力学计算分析, 在奥氏体相区低温域首先析出 MC 型碳化物, 随着温度降低, $M_{23}C_6$ 、 M_6C 、 M_2C 依次析出。基于热力学分析, 他们认为在实际热处理回火时温度应控制在 650 °C 以下, 避免碳化物的溶解而损害钢的高温强度。吴丹等人^[5]对 Cr-Mo-V 系高铁制动盘用钢平衡析出相进行了热力学计算, 认为在成分控制时应适当降低 C、Mn、Cr、Ni 的含量, 提高 Mo、V 的含量以增加 V、Mo 的含量, 增加 MX、MC 的含量和提高钢的 A_3 点温度, 从而提高制动盘用钢的力学性能。由于钢种类型不同, 钢中合金元素种类和含量也不相同, 相关文献很难为 12Cr1MoVG 钢相变研究提供可靠依据和指导。

12Cr1MoVG 钢除了合金体系复杂, 析出相多特点外, 也属于亚包晶钢范畴, 在凝固过程中会发生包晶相变引起较大的体积收缩和线收缩, 极易引发钢材纵裂纹问题。Brimacombe 和 Sorimachi 等^[6-7]对连铸过程中铸坯裂纹进行了综述分析, 结果表明,

凝固脆性温度区是纵裂纹的敏感区, 而零强度温度 (T_{zs}) 与零塑性温度 (T_{zd}) 是反映这一区间内裂敏感性的重要参数。 T_{zs} 表征在固液界面刚凝固的金属开始具有抵抗外力作用的温度; 而 T_{zd} 表征已凝固的金属开始具有抵抗塑性变形能力的温度。在 $\Delta T = T_{zs} - T_{zd}$ 区间内钢虽有一定的强度, 但无塑性变形能力, ΔT 越大, 在这段温度范围内由外力作用形成裂纹的几率就越大。近年来 Kim、Clyne 等人^[8-9]引入了黏滞性温度 (T_{Ll}), 把 $T_{Ll} \sim T_{zd}$ 温度区间作为裂纹区。其中固相率为 0.9 对应的黏滞性温度 T_{Ll} , 固相率为 0.99 对应的温度为零塑性温度 (T_{zd})。基于上述描述, 笔者通过 JMatpro 热力学软件对 12Cr1MoVG 钢在 400 ~ 1 600 °C 范围内析出相变行为进行计算, 同时探讨 12Cr1MoVG 钢中各元素含量对纵裂纹的影响。

1 材料及研究方法

根据热力学原理, 恒温恒压体系达到相平衡、化学平衡的一般条件是:

- 1) 体系的总吉布斯自由能 ΔG_m 达到最小值;
- 2) 组元 i 在各相中的化学势相等。

$$\Delta G_m = \sum_i x_i \Delta G_i^0 + RT \sum_i x_i \ln x_i + \sum_i \sum_{j>i} x_i x_j \sum_v \Omega_v (x_i - x_j)^v \quad (1)$$

式中, 右侧第一部分为各纯组元的吉布斯自由能之和; 第二部分代表理想混合熵带来的自由能; 第三部分是混合组元次晶格的相互作用带来的自由能。

JMatpro 软件正是基于这一原理来计算金属材料的平衡相图, 经广泛的经验验证确保了该软件模拟计算的准确性, 而强大的数据计算能力确保了其模拟计算的高效性^[10-13]。本研究使用 Thermodynamic properties 模块对 12Cr1MoVG 钢冷却相变和析出进行热力学计算, 温度区间设定为 400 ~ 1 600 °C, 步长设定为 1 °C。

12Cr1MoVG 钢化学成分为某钢厂 100 炉钢液中元素的平均值, 如表 1 所示。

表 1 12Cr1MoVG 钢主要化学成分
Table 1 Chemical composition of 12Cr1MoVG steel

C	Si	Mn	P	S	Als	Cr	Mo	V	Nb	N	%
0.09 ~ 0.14	0.17 ~ 0.35	0.45 ~ 0.7	≤ 0.02	≤ 0.01	≤ 0.02	0.95 ~ 1.2	0.25 ~ 0.35	0.17 ~ 0.3	≤ 0.02	≤ 0.008	

2 结果与讨论

图 1 为 12Cr1MoVG 钢在 400 ~ 1 600 °C 的平衡相组成。随着温度的降低, 除了铁素体和奥氏体外, 还有摩尔分数较小的第二相开始析出。在 400 ~ 1 600 °C 的范围内, 热力学计算的平衡析出相有铁素体、奥氏体、MnS、MN、M(C,N)、AlN 及 M₂₃C₆。

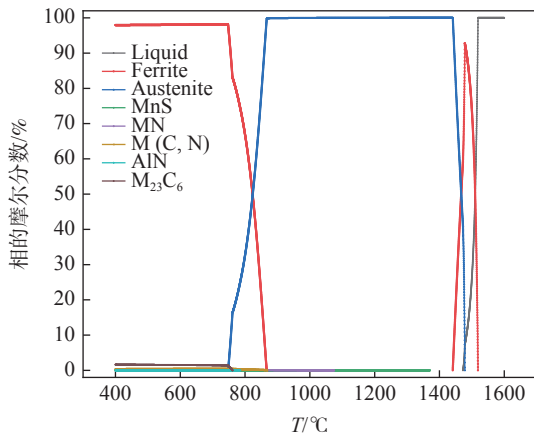


图 1 12Cr1MoVG 钢平衡相与温度的关系

Fig. 1 Relationship between equilibrium phases and temperature of 12Cr1MoVG steel

2.1 凝固过程平衡相变

将图 1 中凝固相变过程局部放大, 如图 2 所示。

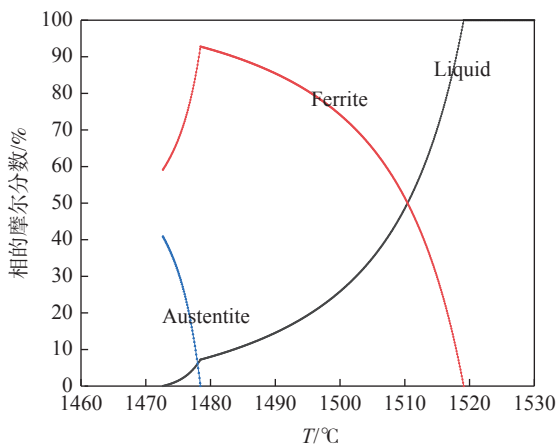


图 2 凝固过程中的相变

Fig. 2 Phase transformation during solidification

凝固过程中, 12Cr1MoVG 钢首先在液相线温度 1 519 °C 析出铁素体。随着温度的降低, 在温度 1 478.5 °C 发生包晶反应 $L+\delta\rightarrow\gamma$, 开始出现奥氏体相。温度降至 1 472.7 °C 时, 液相消失, 即凝固完全结束, 所以平衡固相线温度为 1 472.7 °C; 凝固结束时的平衡相为 $\delta+\gamma$, δ 、 γ 摩尔百分数分别为 59%、

41%。在凝固相变过程并没有发现析出物析出。由此可知, 12Cr1MoVG 钢凝固过程相变历程为 $L\rightarrow L+\delta\rightarrow L+\delta+\gamma\rightarrow\delta+\gamma$ 。

2.2 固相平衡相变与析出

图 3 为固相线温度到 $\alpha+\gamma$ 两相区相变和析出过程局部放大。凝固结束后, δ 相含量逐渐减少, γ 相含量增多。这是因为固相中碳原子的互扩散使得包晶转变 $\delta\rightarrow\gamma$ 发生, 在 1 441.2 °C 温度 δ 相全部转变为 γ 相, 即进入单一奥氏体区。在单一奥氏体相区内, 随着温度降低至 1 370 °C 左右, MnS 开始析出。MN 在 1 074 °C 开始析出, M(C,N) 在 868.6 °C 开始析出。

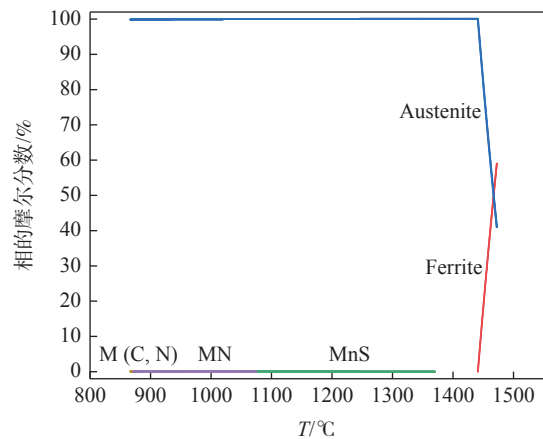


图 3 固相中平衡相与温度的关系

Fig. 3 Relationship between equilibrium phases and temperature in solid phases

图 4 为 MnS 中元素随温度变化。MnS 中除含有 Mn、S 元素之外, 还含有少量的 Fe, 但是随着温度的降低, Fe 元素含量逐渐减少。温度降至 1 000 °C, Fe 元素含量基本为零, 化合物 MnS 中 Mn/S 摩尔分数比为 1。由第二脆性区的脆化机理可知^[14], 在高温奥氏体区, 固溶的 S 元素以 (Fe,Mn)S 形式易在奥氏体晶界沉淀, 沉淀物沿晶界长大, 降低晶界强度, 在应力作用下容易在晶界产生裂纹。当奥氏体晶界的析出物越多、越细小时, 钢的脆化越严重。因此, 控制钢液成分时应该降低钢中 S 元素含量, 减轻脆化。

图 5 为 MN 含量随温度的变化。随着温度的降低, MN 含量逐渐增多, 但是温度降至 868 °C 以下时, MN 突然降至零。由于 12Cr1MoVG 钢在冶炼时吸收大气中的氮, 与钢中的合金元素形成氮化物。氮化物具有高的硬度、脆性以及高的熔点和生成热, 对钢的组织 and 性能有着极其重要的影响。

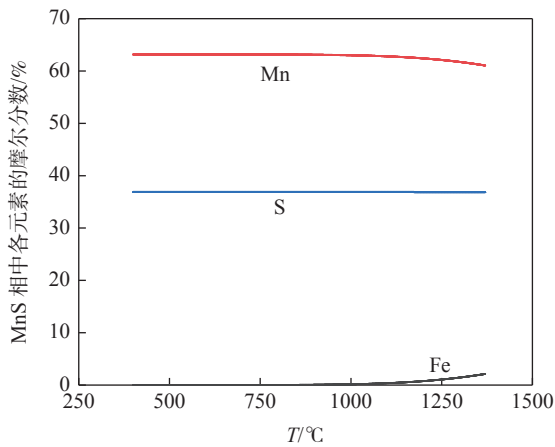


图4 MnS各元素组成
Fig. 4 Composition of MnS

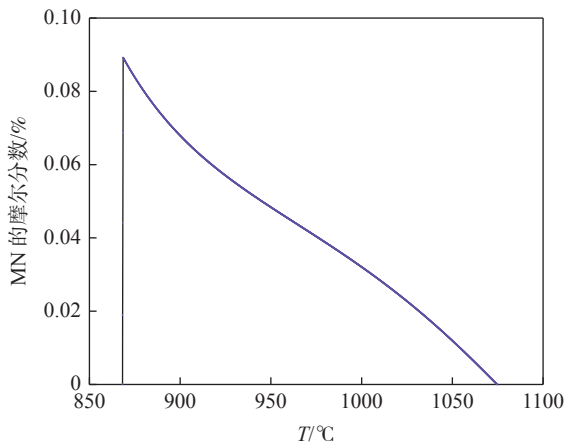


图5 MN含量随温度的变化
Fig. 5 Variation of MN content with temperature

如图6所示, MN中含有 Nb、V、Cr、Mo、C、N 元素。Nb、V、Cr、Mo 为过渡族元素, 金属亚点阵的间隙足够大, 尺寸较小的氮原子处于间隙位置上, 形成间隙相。由于氮的原子半径仅为 0.071 nm, 与金属原子 Nb、V、Cr、Mo 的半径比值均小于 0.59, 其晶体结构都为简单密排结构(面心或密排六方结构)。过渡族金属原子和氮的亲合力主要取决于金属元素 d 层电子, 其 d 层电子越少, 与氮的亲合力就越大, 生成的氮化物就越稳定。Nb、V 元素 d 层电子数为 3 个, Cr、Mo 元素 d 层电子数为 5 个, 因此, 氮化物 NbN、VN 稳定性较强, CrN、MoN 稳定性较弱。氮化物之间可以互相溶解, 形成完全互溶或有限溶解的复合氮化物。氮化物和碳化物之间也可以互相溶解, 形成碳氮化物, 所以 MN 中出现了 C 元素, 也就是 MN 包含有碳化物 MC。刚开始析出 MN, 碳化物比较少, 随着温度的降低, γ 相中开始析

出 α 相, 碳在基体中的固溶量逐渐降低, 并且与碳亲和力比较强的元素 V、Nb 形成强碳化物 VC、NbC 析出。随着碳化物的不断析出, 析出相 MN 逐渐向 M(C,N) 过渡, 如图7所示, 当温度降至 868 °C 时, MN 转化为 M(C,N)。

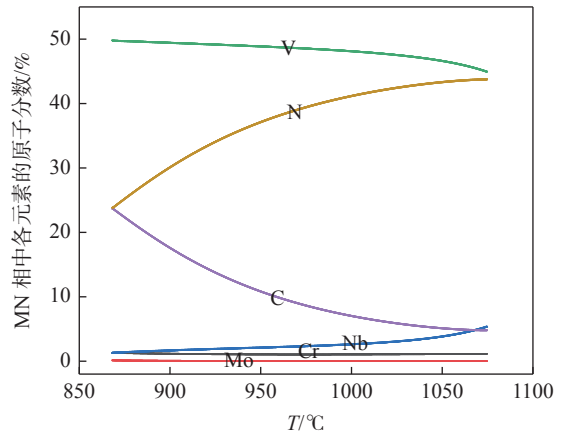


图6 MN元素组成
Fig. 6 Composition of MN element

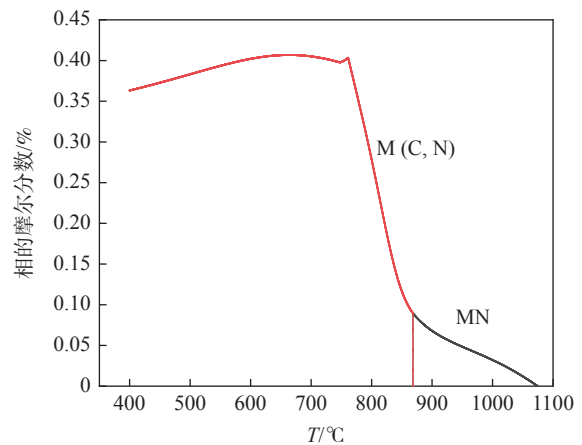


图7 MN、M(C,N)含量随温度的变化
Fig. 7 Variation of MN and M(C,N) contents with temperature

图8为 $\alpha+\gamma$ 两相区开始形成温度至 400 °C 温度区间平衡相与温度的关系。在 866.8 °C 铁素体相开始析出, 即发生固态相变 $\gamma \rightarrow \alpha$, 进入 $\alpha+\gamma$ 两相区, 温度降至 747.6 °C, 奥氏体相消失, 两相区温度区间为 866.8 ~ 747.6 °C, 由此可以确定奥氏体开始转变为铁素体温度 ($A_{\beta 3}$) 为 866.8 °C, 奥氏体完全转变为铁素体温度 ($A_{\beta 1}$) 为 747.6 °C。在两相温度区间内, AlN 在 784.5 °C 析出, $M_{23}C_6$ 在 761 °C 析出。

图9为 AlN 含量随温度的变化。随着温度的降低, AlN 含量逐渐增多。AlN 属于正常价非金属

化合物, 具有严格的化合比, 所以 AlN 中的 Al/N 摩尔分数比始终是 1。由低温脆性区的脆化机理可知, 由钢在 γ 单相区低温域晶界碳、氮化物的析出, 以及 $\alpha+\gamma$ 两相区先析铁素体的析出造成的。综合上述分析可知, 平衡条件下低温脆性区间为 747.6 ~

869 $^{\circ}\text{C}$, 而关于 12Cr1MoVG 钢高温力学性能, 试验测试低温脆性温度区间为 738 ~ 865 $^{\circ}\text{C}$ ^[15], 这说明热力学计算结果与试验测试结果基本一致。在实际连铸生产中, 铸坯矫直时避开这一温度区域减少和防止裂纹的产生。

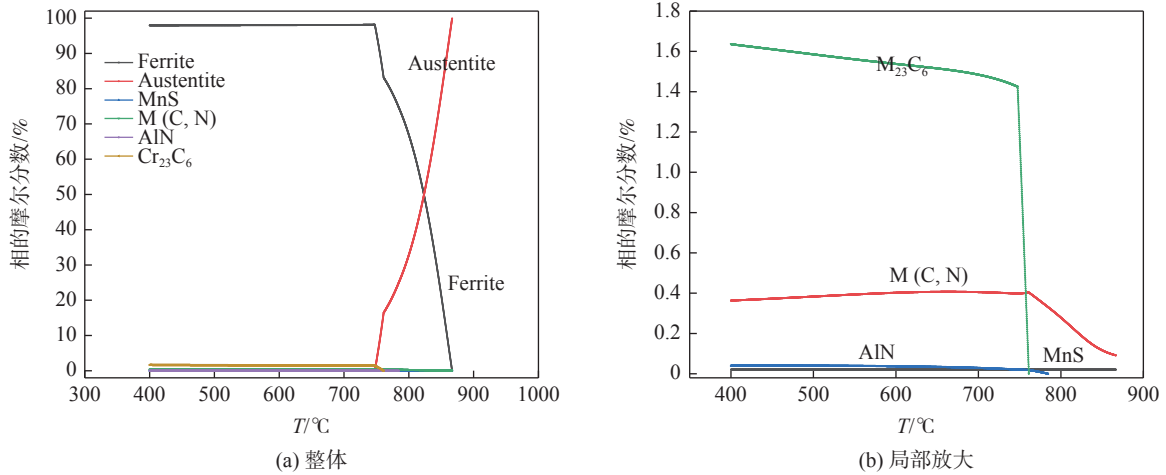


图 8 两相区、低温区平衡相与温度的关系

Fig. 8 Relationship between equilibrium phases and temperature in two-phase region and low-temperature region

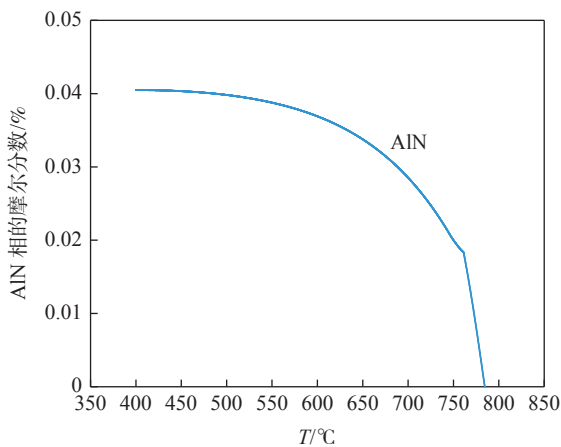


图 9 AlN 含量随温度的变化

Fig. 9 Variation of AlN content with temperature

图 10 为 M_{23}C_6 含量随温度的变化。 M_{23}C_6 析出是由于 $\alpha+\gamma$ 两相区向 α 相区转变, 基体中碳的固溶度降低引起的。碳在 α 相中的固溶度最大只有 0.021 8%, 当 $\alpha+\gamma \rightarrow \alpha$, 碳开始析出与金属元素形成碳化物。 M_{23}C_6 从开始析出就骤增, 由于 $\alpha+\gamma \rightarrow \alpha$ 转变温度附近, 碳的析出量比较大, 形成的碳化物 M_{23}C_6 增加也快。 M_{23}C_6 为间隙化合物, 具有复杂的晶体结构, M_{23}C_6 金属元素有 Fe、Mn、Mo、Cr、V、Nb, M_{23}C_6 可以看做以 M_{23}C_6 间隙化合物为基的固

溶体, Fe 原子可以被其他金属原子 Cr、Mn、Mo、V、Nb 所置换。

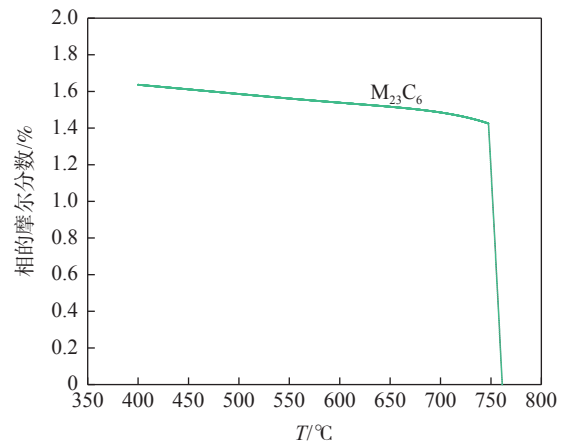


图 10 M_{23}C_6 含量随温度的变化

Fig. 10 Change of M23C6 content with temperature

由图 11 可以看出, 随着温度的降低, M_{23}C_6 中 Fe 元素含量降低, Cr、Mn、Mo 含量升高, 尤其是 Cr。这是因为 Cr、Mn、Mo 与碳的亲合力要大于 Fe, M_{23}C_6 中的 Fe 会被 Cr、Mn、Mo 置换出来。 M_{23}C_6 为平衡相, 只有在足够缓慢加热和冷却过程中发生平衡相变才会析出。而在实际连铸、轧制冷却过程中, 冷却速度相对比较快, 平衡相变会受到抑制, 相应的平衡相变产物很难得到, 因此组织中

$M_{23}C_6$ 析出量很少,组织主要为铁素体+渗碳体+少量析出物^[16-17];其中强碳化物元素 Nb、V 主要与碳结合形成间隙相 NbC、VC,强碳化物元素 Cr、Mo 主要溶于 Fe_3C 中形成合金渗碳体,弱碳化物形成元素 Mn 主要溶于铁素体中^[18]。

综合上述分析可知,1 600 °C 到 400 °C 析出相变历程: $L \rightarrow L+\delta \rightarrow L+\delta+\gamma \rightarrow \delta+\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma+MnS \rightarrow \gamma+MnS+MN \rightarrow \gamma+MnS+M(C,N) \rightarrow \gamma+\alpha+MnS+M(C,N) \rightarrow \gamma+\alpha+MnS+M(C,N)+AlN \rightarrow \gamma+\alpha+MnS+M(C,N)+M(C,N)+AlN+M_{23}C_6 \rightarrow \alpha+MnS+M(C,N)+M(C,N)+AlN+M_{23}C_6$ 。

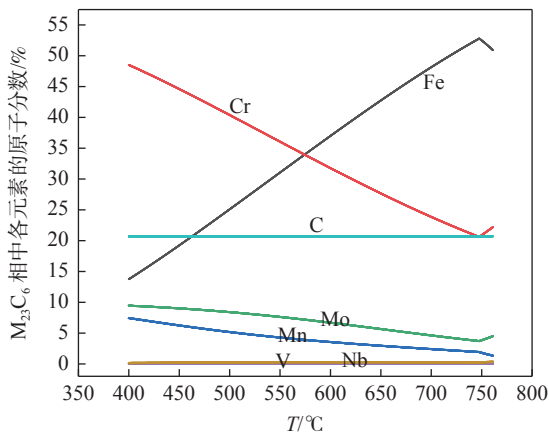


图 11 $M_{23}C_6$ 各元素组成
Fig. 11 Composition of $M_{23}C_6$

2.3 12Cr1MoVG 钢元素含量对纵裂敏感性的影响

随着 12Cr1MoVG 钢凝固过程溶质元素偏析的产生,铸坯凝固前沿黏滞性温度 (T_{Ll}) 及零塑性温度 (T_{ZD}) 会受到影响。图 12 ~ 18 为元素含量对 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 的影响,随着 P、S、Mo、V、Cr、Mn、Si 元素含量的增加, T_{Ll} 和 T_{ZD} 温度均呈下降趋势。

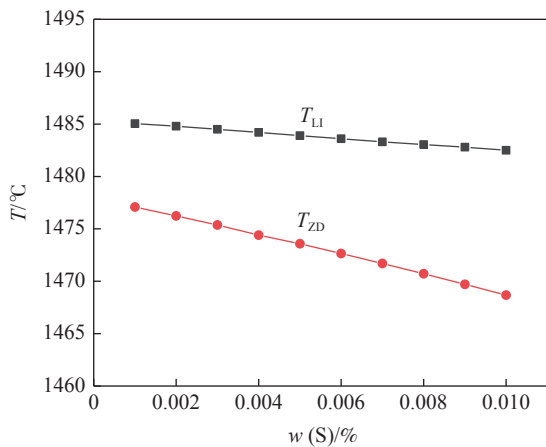


图 12 S 含量对 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 12 Effect of S content on $T_{Ll} \sim T_{ZD}$

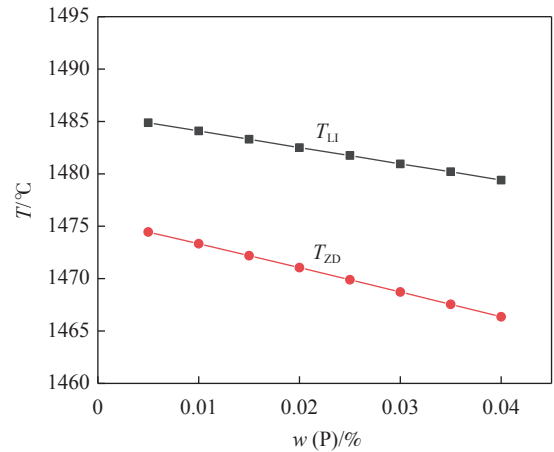


图 13 P 含量对 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 13 Effect of P content on $T_{Ll} \sim T_{ZD}$

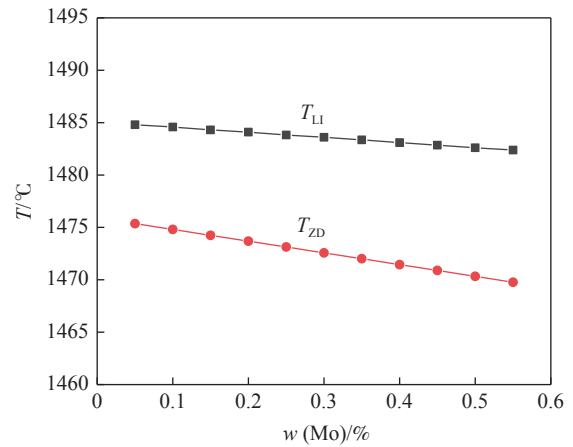


图 14 Mo 含量对 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 14 Effect of Mo content on $T_{Ll} \sim T_{ZD}$

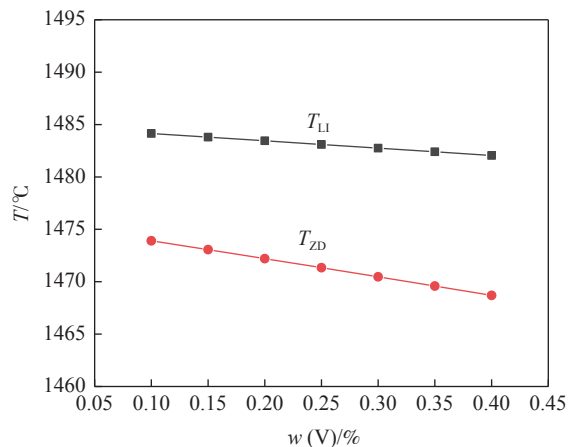


图 15 V 含量对 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 15 Effect of V content on $T_{Ll} \sim T_{ZD}$

但是,随着 P、S、Mo、V、Cr 元素含量的增加, T_{ZD} 降低幅度大于 T_{Ll} , 即 $T_{Ll} \sim T_{ZD}$ 温度差值 ΔT 增加,裂纹敏感性增加;而随着 Mn、Si 元素含量的增

加, T_{L1} 降低幅度较大, $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 温度差值 ΔT 减小, 裂纹敏感性降低。因此, 为了减少 12Cr1MoVG 钢纵裂纹的产生, 可将钢液成分中 P、S、Mo、V、Cr 元素控制在可控范围内下限, Si、Mn 元素控制在可控范围内上限。

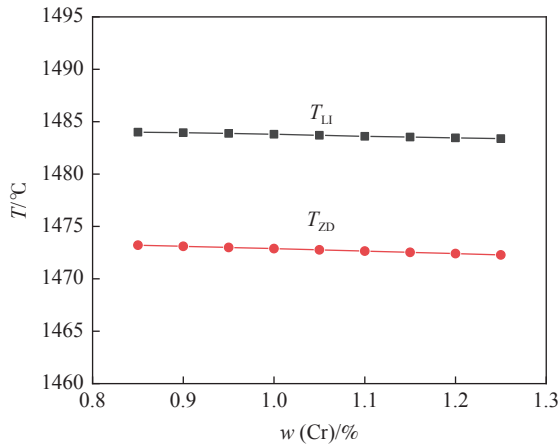


图 16 Cr 含量对 $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 16 Effect of Cr content on $T_{L1} \sim T_{ZD}$

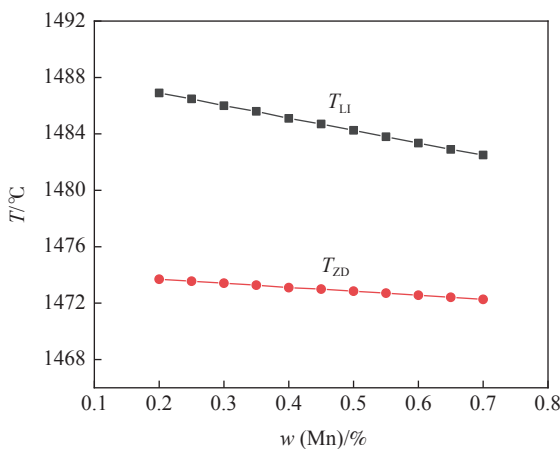


图 17 Mn 含量对 $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 17 Effect of Mn content on $T_{L1} \sim T_{ZD}$

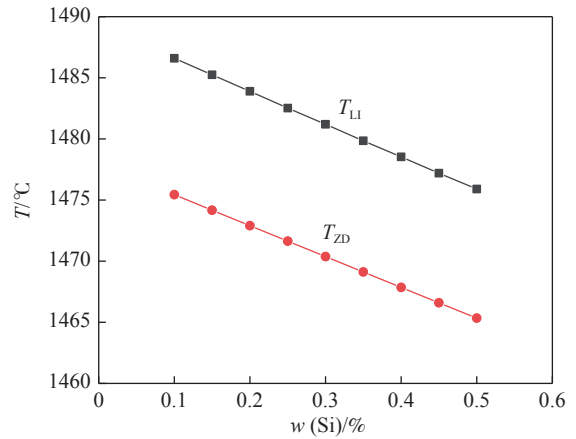


图 18 Si 含量对 $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 的影响
Fig. 18 Effect of Si content on $T_{L1} \sim T_{ZD}$

3 结论

1) 通过热力学计算可知 12Cr1MoVG 钢 1 600 ~ 400 °C 析出相变历程: $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + MnS \rightarrow \gamma + MnS + MN \rightarrow \gamma + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + AlN \rightarrow \gamma + \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6 \rightarrow \alpha + MnS + M(C, N) + M(C, N) + AlN + M_{23}C_6$ 。

2) 12Cr1MoVG 钢液相线温度、固相线温度、奥氏体开始转变为铁素体温度 (A_{3s})、奥氏体完全转变为铁素体温度 (A_{t1}) 分别为 1 519、1 472.7、866.8、747.6 °C。

3) 通过热力学分析, 得出平衡条件下低温脆性区间为 747.6 ~ 869 °C, 与试验测试结果 (738 ~ 865 °C) 基本一致。

4) 计算了不同元素对 $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 区间的影响, 随着 P、S、Mo、V、Cr 元素含量增加, $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 温度差值 ΔT 增加, 纵裂纹敏感性增加; 随着 Mn、Si 元素含量增加, $T_{L1} \sim T_{ZD}$ 温度差值 ΔT 却减小, 纵裂纹敏感性降低。

参考文献

[1] Wang J, Sun J, Yu X, *et al.* Microstructures and mechanical properties of 12Cr1MoVG tube welded joints with/without post-weld heat treatment[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2017, 26(10): 4659-4666.

[2] Harada N, Takuma M, Tsujikawa M, *et al.* Effects of V addition on improvement of heat shock resistance and wear resistance of Ni-Cr-Mo cast steel brake disc[J]. *Wear*, 2013, 302(s1-2): 1444-1452.

[3] Samrout H, Abdi R E. Fatigue behaviour of 28CrMoV5-08 steel under thermomechanical loading[J]. *International Journal of Fatigue*, 1998, 20(8): 555-563.

[4] Xia Yunfeng, Zhang Guangchuan, Zhao Weiguo, *et al.* The application of JMatPro in the design of heat treatment process of 4Cr5Mo2V steel[J]. *New Technology and Process*, 2019, (4): 14-18.
(夏云峰, 张光川, 赵卫国, 等. JMatPro在4Cr5Mo2V钢热处理工艺设计中的应用[J]. 新技术新工艺, 2019, (4): 14-18.)

- [5] Wu Dan, Wang Fuming, Wang Chengming, *et al.* Thermodynamic study on Cr-Mo-V system high speed rail brake disc steel[J]. *Journal of Material Heat Treatment*, 2016, 37(8): 228–233.
(吴丹, 王福明, 王程明, 等. Cr-Mo-V系高铁制动盘用钢的热力学研究[J]. *材料热处理学报*, 2016, 37(8): 228–233.)
- [6] Brimacombe J K, Sorimachi K. Crack formation in the continuous casting of steel[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1977, 8(2): 489–505.
- [7] Samarasekera I V, Brimacombe J K. The thermal field in continuous-casting moulds[J]. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1979, 18(3): 251–266.
- [8] Kim K, Yeo T J, Oh K H, *et al.* Effect of carbon and sulfur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks[J]. *ISIJ International*, 1996, 36(3): 284–289.
- [9] Clyne T W, Wolf M, Kurz W. The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1982, 13(2): 259–266.
- [10] Wang Yi, Sun Feng, Dong Xianping, *et al.* Thermodynamic study on equilibrium precipitation phases in a novel Ni-Co base superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(3): 334–339.
(王衣, 孙锋, 董显平, 等. 新型Ni-Co基高温合金中平衡析出相的热力学研究[J]. *金属学报*, 2010, 46(3): 334–339.)
- [11] Wang Li, Zhou Zhongjiao, Zhang Shaohua, *et al.* Crack initiation and propagation around holes of Ni-based single crystal superalloy during thermal fatigue cycle[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(10): 1273–1278.
(王莉, 周忠娇, 张少华, 等. 镍基单晶高温合金冷热循环过程中圆孔周围裂纹萌生与扩展行为[J]. *金属学报*, 2015, 51(10): 1273–1278.)
- [12] Saunders N, Miodownik A P, Schillé J P. Modelling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Ni-based superalloys[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(24): 7237–7243.
- [13] Saunders N, Guo U K Z, Li X, *et al.* Using JMatPro to model materials properties and behavior[J]. *JOM*, 2003, 55(12): 60–65.
- [14] Cai Kaike. Quality control of continuous casting slab [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010.
(蔡开科. 连铸坯质量控制[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2010.)
- [15] Dong Kai, Liu Jianhua, Zhang Pei, *et al.* Study on high temperature mechanical properties of continuous casting slab of 12Cr1MoVG steel[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2020, 41(5): 124–129.
(董凯, 刘建华, 张佩, 等. 12Cr1MoVG钢连铸坯高温力学性能研究[J]. *钢铁钒钛*, 2020, 41(5): 124–129.)
- [16] Li Yaqiang, Liu Jianhua, He Yang, *et al.* Surface defects analysis and mechanism research of 15CrMoG steel bars and process improvement[J]. *Special Steel*, 2019, 40(6): 1–6.
(李亚强, 刘建华, 何杨, 等. 15CrMoG钢棒材表面缺陷机理分析和工艺改进[J]. *特殊钢*, 2019, 40(6): 1–6.)
- [17] Li Yaqiang. Study on solidification characteristics and solid phase transformation of hypoperitectic high pressure boiler tube steel [D]. Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2021.
(李亚强. 亚包晶高压锅炉管钢凝固特性与固态相变研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2021.)
- [18] Cui Zhongqi, Liu Beixing. Principles of metallography and heat treatment [M]. Harbin: Harbin University of Technology Press, 2004.
(崔忠圻, 刘北兴. 金属学与热处理原理[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2004.)

编辑 杨冬梅