

# 半固态变形对 M2 高速钢组织中碳化物的影响

刘成宇  
(东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

**摘 要:** 基于半固态成型技术,采用一种新型工艺消除 M2 高速工具钢中大块的有害碳化物. 为验证该工艺的可行性,通过控制变形温度(固液比)、变形方式等实验参数,利用金相显微镜和电子显微镜研究不同碳化物的形貌和分布,采用电子探针表征不同碳化物中元素分布,探讨新型工艺对合金凝固行为和组织中有害碳化物的影响. 研究证明,在较高液相分数下变形,M2 高速钢中大块的有害碳化物面积分数减小,有助于改善合金凝固组织;特别是两道次变形工艺中,分别在 1 345 ℃ 和 1 100 ℃ 变形 25% 和 30% ,样品中碳化物面积分数大幅降低,由铸态的 14.3% 降低至 6.5% .

**关 键 词:** M2 高速工具钢;半固态成型;凝固;碳化物;变形方式

**中图分类号:** TG 142      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1005-3026(2019)02-0192-06

## Effect of Semi-solid Deformation on Carbides in M2 High-Speed Steel

LIU Cheng-yu  
(School of Materials Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author; LIU Cheng-yu, E-mail: neuliucy@ gmail. com)

**Abstract:** Based on semi-solid forming technology, an advanced process was applied to the elimination of harmful carbide chunks in M2 high-speed tool steel. To verify the feasibility of the process, on the conditions of different deformation temperatures regarding to solid-liquid fraction and different deformation modes, the morphology and distribution of different types of carbides were studied by optical and electron microscopes, the distribution of different elements in carbides was characterized by EPMA, and the effects of the new process on solidification structure and harmful carbides were analyzed. The results show that the area fraction of the harmful carbides in the M2 high speed steel decreases when the sample deforms with the higher liquid fraction, which helps to improve the solidification structure of the alloy. Especially, when the process of two pass deformation at 1345 and 1100℃ of 25% and 30% respectively is used, the carbide volume fraction in the sample can be reduced to 6.5% from 14.3% as-cast.

**Key words:** M2 high-speed tool steel; semi-solid forming; solidification; carbide; deformation mode

M2 高速钢是一种具有高硬度、高耐磨性和耐热性的工具钢,主要用于制造高效率的切削工具,如车刀、铣刀等<sup>[1-3]</sup>. 生产过程中,M2 高速钢中添加一些强碳化物形成元素(W, Mo)可以获得晶粒尺寸优良的奥氏体基体和分布均匀的碳化物相,有助于改善钢种的机械性能<sup>[4]</sup>. 但是,由于化学元素偏析,铸态 M2 钢凝固过程中,在枝晶间区域不可避免地形成有害的块状碳化物,这些碳化物显著降低了合金的强度、硬度等机械性能<sup>[5]</sup>. 自 20 世纪 70 年代以来,随着半固态金属成型技术的发展,一些加工技术逐渐应用于金属固液两相区<sup>[6]</sup>. 借助半固态技术破碎凝固中形成的大块树枝晶组织,形成由液相包围的球形固体颗粒,可以有效地减轻成分偏析,改善合金微观组织<sup>[7]</sup>.

传统生产工艺中,通过中频炉冶炼和电渣重

熔双重工艺生产铸坯,在开坯前进行长时间的均质退火,以减小大块碳化物体积和减轻其他微观偏析.这种工艺不仅效率低,而且成本高,耗时长.本文在 M2 高速钢两相区进行一系列压缩实验,旨在研究固液分数和变形方法的改变对合金组织的影响,为消除工具钢中大块碳化物,制造具有优良机械性能的 M2 高速钢,提供新的思路和途径.

## 1 实验材料和实验方法

### 1.1 实验原料

实验材料来自标准工业生产(1 100 ℃轧制;700 ℃回火 4 h;540 ℃退火 3 次,每次 1 h)的 M2 高速钢,其化学成分(质量分数,%)为:C 0.85, Si 0.035, Mn 0.25, Ni 0.03, Cr 4.1, Mo 5.0, Cu 0.1, V 1.9, W 6.4, Fe 余量.

### 1.2 实验方法

利用 Gleeble 3500 热模拟机在固液两相区进行实验.由图 1a 可见,实验样品由两部分构成,圆柱形试样被纯铁制成的高 21 mm、内外径分别为 6 mm 和 14 mm 的中空圆柱包围;空心圆柱中心放入  $\phi 6\text{ mm} \times 10\text{ mm}$  M2 样品.实验过程中,样品固定在设备内部,并保证与砧子等轴同心,在样品和砧子之间放置涂抹石墨粉的钼片,保证样品均匀变形.实验中设备内充氩气保护样品,防止高温氧化.

图 1 b、图 1c 分别是实验过程中两种不同变形工艺,记为方案 1 和方案 2.方案 1 中,样品首先被加热至 1 450 ℃,保温 3 min,确保圆柱形样品芯部 M2 高速钢完全熔化,外围的纯铁包套由于较高熔点没有出现熔化现象;保温结束后冷却至预定温度  $\theta_0$ ,保温 1 min 后变形,单道次压缩 50%,变形速率 0.1 /s,变形温度分别为 1 385, 1 365, 1 345, 1 325, 1 305, 1 285, 1 265 ℃;变形结束

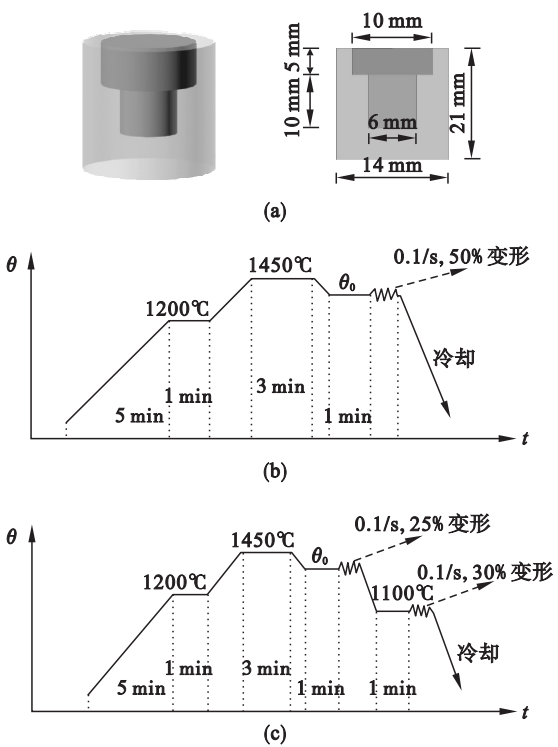


图 1 实验样品和实验方案  
Fig. 1 Sample and experiment schemes  
(a)—样品; (b)—方案 1; (c)—方案 2.

后炉冷至室温.方案 2 中,升温过程与方案 1 一致,降温至预定温度  $\theta_0$  保温 1 min,首次压缩 25%;变形结束立刻降温至 1 100 ℃,保温 1 min,二次压缩 30%.此外,另设置一样品,加热至 1 450 ℃,保温 1 min 后炉冷至室温,作为对照样品.随后取出试样,将样品沿纵截面切开,利用标准金相制备方法制备金相试样;采用 1% 铬酸溶液腐蚀样品并在 Zeiss MC<sub>63</sub> 金相显微镜上进行组织观察;采用 X 射线衍射仪分析 M2 高速钢中的碳化物类型;在 FEI INSPECT F50 扫描电镜上观察未腐蚀样品中的碳化物相,碳化物种类和分布如图 2 所示.从不同样品中选取金相照片,使用 IPP 图像统计软件系统计算碳化物面积分数.

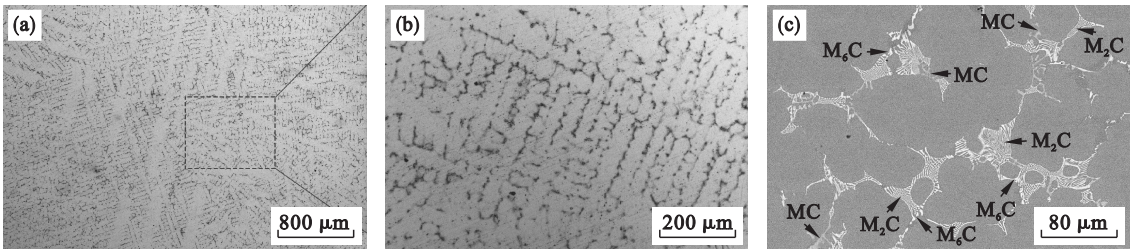


图 2 铸态 M2 样品的微观组织  
Fig. 2 Microstructure of as-cast M2 sample  
(a)(b)—金相照片; (c)—背散射模式 SEM 照片.

## 2 结果与讨论

### 2.1 铸态组织分析

如图 2a、图 2b 所示,在 M2 高速工具钢铸态组织中,奥氏体基体(灰色区域)上存在大量粗糙的共晶碳化物(黑色区域)形成的树枝晶,这些共晶碳化物在枝晶间区域形成连续的网状结构.合金中的 W、Mo、V 三种元素主要富集在碳化物中,但是不同碳化物中三种元素含量有明显差异,如 MC 型碳化物中含有较多的 V 元素<sup>[8-9]</sup>.利用铸态试样的扫描电镜结果鉴别不同类型的碳化物,不同碳化物中化学元素含量如表 1 所示.根据表 1 内容可知,铸态组织中主要由片层状的  $M_2C$  型碳化物、亮白色不规则形状的  $M_6C$  型碳化物和颜色灰暗的块状 MC 型碳化物<sup>[10-11]</sup>构成,其中  $M_2C$  型碳化物含量最多.

表 1 不同碳化物中化学元素的质量分数					
Table 1	Mass fractions of chemical elements in different carbides				
碳化物	Fe	W	Mo	V	Cr
MC	11.14	26.09	24.84	34.93	2.99
$M_2C$	8.59	39.48	35.70	7.89	4.34
$M_6C$	18.74	25.19	39.61	3.21	12.94

### 2.2 单道次变形对组织的影响

图 3 为不同温度压缩 50% 样品的显微组织.图 3a、图 3b 所示,在 1 100 ℃ 变形组织中存在明显的树枝晶组织,新形成的碳化物主要分布在枝晶间区域,在奥氏体基体形成连续的网状结构.与之相比,半固态变形后,组织中粗大的树枝晶结构消失.此外,如图 3c、图 3e、图 3g 所示,随变形温度升高,碳化物形成的连续网状结构逐渐消失,小块的碳化物零散地分布在基体中.另外,图 3g 中,原先分布在晶粒内的碳化物含量明显减少.在图 3d、图 3f、图 3h 不同温度的扫描照片中,随变形温度升高,组织中碳化物粗糙度和面积分数逐渐降低,不同温度变形样品组织中碳化物面积分数统计结果见图 4a,1 100 ℃ 变形样品和铸态(1 450 ℃ 变形)样品中的碳化物面积分数几乎相同,约为 14.4%;然而,在两相区变形过程中,1 385 ℃ ~ 1 345 ℃ 温度区间内,随变形温度降低,组织中碳化物面积分数呈减少趋势,特别是在 1 345 ℃ 变形时,碳化物面积分数约 10%;但当温度继续降低,组织中碳化物含量重新增加,在 1 265 ℃ 时,碳化物面积分数为 13.6%,虽然远高于 1 345 ℃ 变形样品,但相比铸态样品,含量仍有所减少.

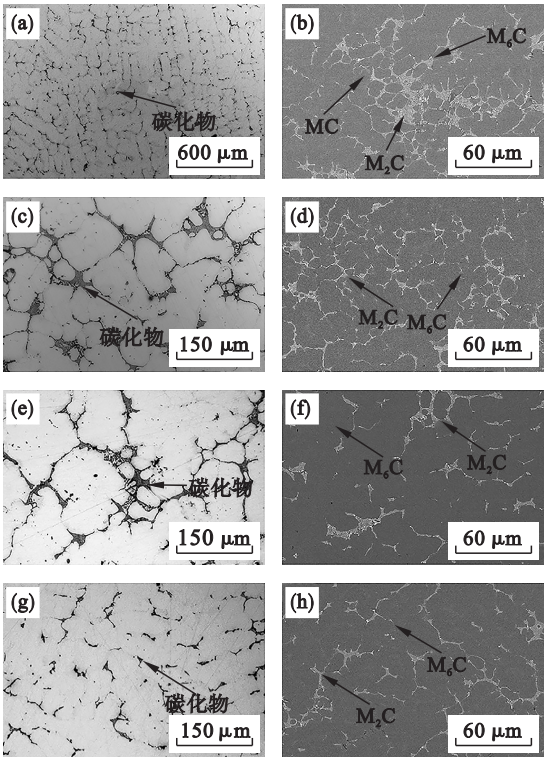


图 3 不同温度单次变形 50% 样品的金相和 SEM 照片  
Fig. 3 Optical and SEM images of the tested samples deformed 50% at different temperatures  
(a) (b)—1 100 ℃; (c) (d)—1 285 ℃; (e) (f)—1 315 ℃; (g) (h)—1 345 ℃.

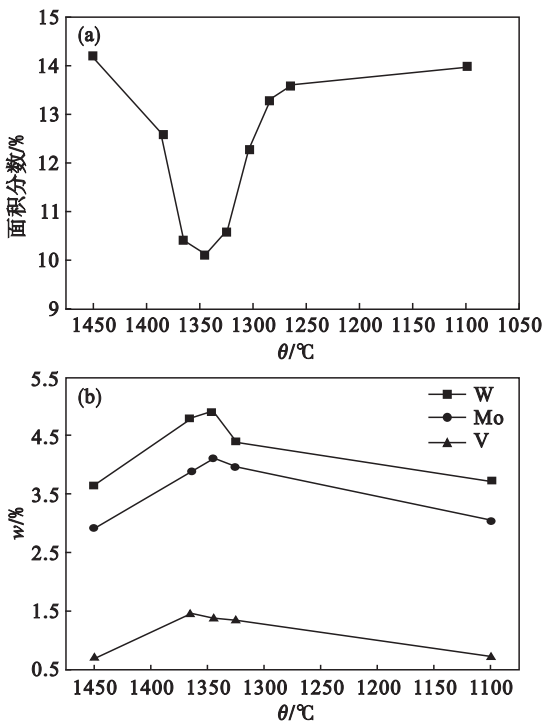


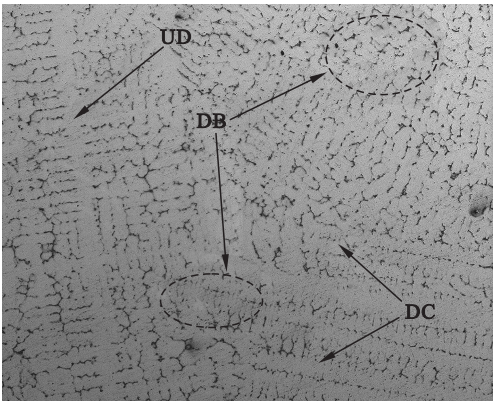
图 4 不同变形温度下(单道次)碳化物面积分数和奥氏体基体中 W、Mo 和 V 的质量分数  
Fig. 4 Area fractions of carbides at different deformation temperatures and mass fraction of W, Mo and V in austenitic matrix  
(a)—碳化物面积分数; (b)—元素质量分数.

由实验结果可知,该工艺中,两相区变形有利于合金元素的扩散,最终使残余熔体中的元素均匀分布,效果与 SSM 成型工艺中的机械搅拌和电磁效应相似<sup>[12]</sup>. 对于完全固态条件(1 100 ℃)下的变形样品,在施加变形前,组织中 W,Mo 等元素已严重偏析形成碳化物,这些碳化物稳定地存在于枝晶间区域,完全固态变形对碳化物的消除几乎没有影响,对已形成的碳化物只有机械破碎作用. 在图 4b 结果中,变形后奥氏体基体中的化学成分与铸态样品中成分基本一致.

M2 高速钢的凝固过程从初生枝晶的形成开始,W,Mo,V 这些元素由于溶质再分配作用而富集在液相中. 随着初生枝晶的生长,剩余液相中的 W,Mo 这些碳化物形成元素逐渐富集,最终形成碳化物. 此外,由于 M2 钢较宽的固液温度范围(1 450 ~ 1 245 ℃)和原有的凝固行为,凝固后形成大量的树枝晶结构和碳化物,如图 2b 所示.

Flemings 等<sup>[13]</sup>研究证明,液相分数改变,合金在两相区的变形机制随之变化. 在较低液相分数时,变形机制以树突骨架的塑性变形为主;随着液相分数的增加,由于液膜在晶界处相对较弱的凝聚力,变形机制由塑性变形转变为滑移变形机制;当液相分数非常高时,初生枝晶再次由滑移转变为旋转. 因此在不同液相分数下变形,合金受不同变形机制的影响,碳化物面积分数和微观结构具有明显差异.

在 1 385 ~ 1 345 ℃ 变形时,当变形温度降低至 1 345 ℃ 时,样品中液相分数依旧较高,变形机制从旋转变形转变为滑移变形,组织中部分枝晶结构被破碎,同时大变形迫使剩余溶体发生对流,不断冲刷初生枝晶,将初生枝晶破碎成枝晶碎片,同时液体的湍流导致枝晶尖端和枝晶间区域的局部溶质浓度较高,降低了局部熔点,导致破碎的枝晶臂发生重熔,部分熔融的破碎枝晶臂碎片转变成大量的固体颗粒,如图 5 所示. 此外,当变形温度较高但未能达到碳化物析出温度时,变形只作用于残余熔体,促进了残余熔体的流动和元素扩散,可以轻微降低碳化物含量;随着变形温度逐渐降低,碳化物析出过程结束,在较低温度变形只能破碎已形成的碳化物组织,对碳化物消除无明显作用. 然而,应力集中和枝晶臂重熔在一定程度上均匀了熔体中的元素分布,但样品变形后仍会发生溶质的再分配,剩余的强碳化物形成元素重新富集在残留液相中,同时部分破碎的树枝晶在随后的凝固过程中生长形成奥氏体基体,最终仍然会有部分碳化物围绕奥氏体形成网状结构.



UD—未破碎枝晶;DB—破碎枝晶臂形成的固体颗粒;DC—冷却过程形成的枝晶组织

图 5 1 100 ℃ 变形 50% 样品微观组织 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of samples deformed 50% at 1 100 ℃

2.3 两道次变形对组织影响

2.2 节结论表明,在液相分数较高的半固态下变形,可以显著降低碳化物含量. 为进一步优化 M2 钢的微观组织,分别在两相区和 1 100 ℃ 施加变形,观察两次变形样品中碳化物演变. 在不同的两相区变形温度下的两次变形样品微观组织如图 6 所示. 图 6a,图 6c、图 6e 所示的两道次变形样品金相照片中,随变形温度升高(1 285 ~ 1 345 ℃),树枝晶结构逐渐消失,1 345 ℃ 变形后,组织中连续的网状碳化物几乎完全分解为颗粒状碳化物,零散分布在晶内晶界处. 两道次变形样品组织中

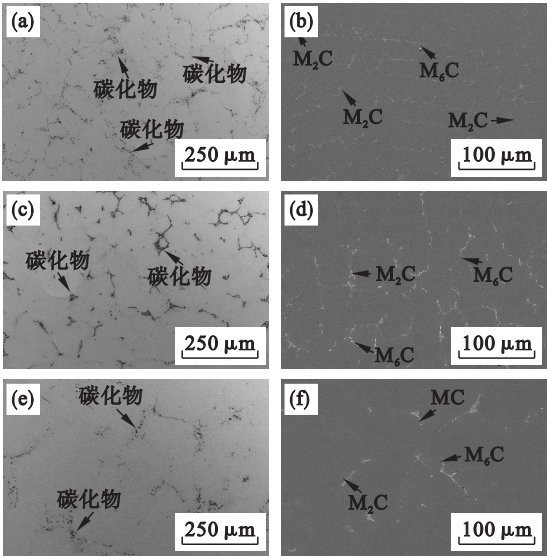


图 6 初次变形温度不同的两次变形样品的金相和 SEM 图片

Fig. 6 Optical and SEM images of the samples deformed twice with different primary deformation temperatures

(a,b)—1 285 ℃; (c,d)—1 315 ℃; (e,f)—1 345 ℃.

碳化物以  $M_2C$  型为主,图 6b 中存在明显的  $M_2C$  型碳化物网络;随变形温度继续升高,组织中  $M_2C$  型碳化物含量减少,碳化物中  $M_6C$  型碳化物面积分数略微增加,如图 6d、图 6f 所示。

两次变形样品中碳化物面积分数统计结果见图 7a。当两相区变形温度分别为 1 365、1 345 和 1 325  $^{\circ}C$  时,碳化物面积分数进一步从 10% 降低至 6%。此外,图 7b 是单次变形和两次变形条件下奥氏体基体中 W 和 V 元素质量分数的比较。两道次变形后,基体中的 W 和 V 元素的质量分数分别由一次变形的 4.7%、1.3% 上升到 5.2%、1.7%。W、V 元素是强碳化物形成元素,主要富集在碳化物中,说明随基体中 W、V 两种元素含量的增加,碳化物面积分数降低,与图 7a 所示结论一致。

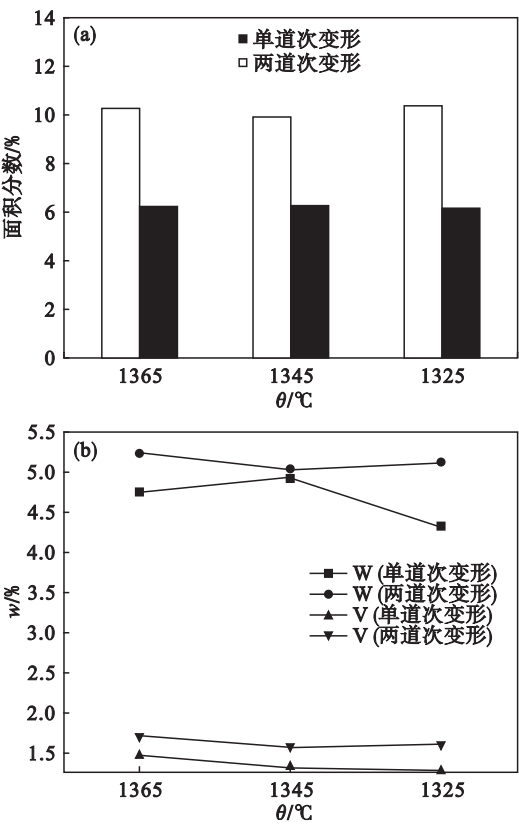


图 7 不同变形温度下两种工艺碳化物面积分数和合金基体中 W、V 元素含量  
Fig. 7 Area fractions of carbide and mass fractions of W and V in austenitic matrix at different deformation temperatures  
(a)—碳化物面积分数;(b)—元素质量分数。

二次变形后,样品中碳化物面积分数显著下降,这是由于变形过程中,剧烈的形状和尺寸变化加强了样品中熔体和溶质元素的流动,溶质原子的扩散减轻了成分偏析,部分共晶碳化物组织被消除。此外,枝晶组织在均匀化温度下,不同元素

的扩散时间主要受扩散长度和扩散系数影响,由于变形导致的特殊微观结构,组织中大块的枝晶组织被破碎成许多球形晶粒,这些晶粒周围存在大量溶质含量较高的残留液相,从而缩短了扩散长度,增加了接触面积,最终加速了均质化过程,最后大幅降低合金凝固过程中一次碳化物的析出。此外,Mehrer<sup>[14]</sup>提出在高温塑性变形后会产生过量的空位与位错,有利于增强溶质的扩散。在 1 100  $^{\circ}C$  二次变形时,合金已完全凝固,变形主要为塑性变形,进一步产生更多的空位和位错,增强了溶质元素的扩散;此外,在 1 100  $^{\circ}C$  变形时,组织中体积较大的一次碳化物被破碎,促进了一次碳化物的均匀分布,与两相区变形共同作用,细化了组织中的一次碳化物。因此,该工艺可以更加有效地消除碳化物,图 7 中的碳化物面积分数和基体中 W 和 V 元素含量的升高都可以证明溶质扩散过程。

上述研究证明,相比于单道次变形工艺,两道次变形工艺中碳化物相的消除效果更加显著。M2 钢中碳化物面积分数明显下降,同时显著改善了样品微观组织,使两次变形样品比单次变形样品和铸态样品具备更好的机械性能。

### 3 结 论

- 1) 在两相区对样品施加一道次变形后,组织残留熔体中的元素分布均匀。碳化物面积分数由 14.2% (铸态)降低至 10.1% (1 345  $^{\circ}C$ )。
- 2) 两次变形工艺后,铸态样品中大块状树枝晶完全碎裂。一次变形温度为 1 345  $^{\circ}C$ ,二次变形温度为 1 100  $^{\circ}C$ ,变形量分别为 25% 和 30%。
- 3) 两道次变形后,M2 钢中碳化物被进一步消除,碳化物面积分数由 10.1% (1 345  $^{\circ}C$  一次变形)降低至 6.5%。

#### 参考文献:

[1] Zhou B, Shen Y, Chen J, et al. Evolving mechanism of eutectic carbide in as-cast AISI M2 high-speed steel at elevated temperature [J]. *Journal of Shanghai Jiaotong University( Science)*, 2010, 15(4): 463–471.  
[2] 赵发忠. 中国高速工具钢的现状和发展建议[J]. 特殊钢, 1998(4): 36–38.  
(Zhao Fa-zhong. The status quo and development suggestions of China's high speed tool steel[J]. *Special Steel*, 1998(4): 36–38.)  
[3] Pan F, Wang W, Tang A, et al. Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel [J]. *Progress in Natural Science; Materials International*, 2011, 21(2): 180–186.