

# Fe–36Ni 因瓦合金的热塑性

何煜天<sup>1,2)</sup>, 王福明<sup>1,2)✉</sup>, 李长荣<sup>3)</sup>, 杨占兵<sup>1,2)</sup>, 张婧<sup>1,2)</sup>, 李永亮<sup>1,2)</sup>

1) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室, 北京 100083

3) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: wangfuming@metall.ustb.edu.cn

**摘要** 采用 Gleeble-3800 热模拟试验机研究 Fe–36Ni 合金在 900 ~ 1200 °C 的热塑性行为, 并用 FactSage 软件、扫描电镜及透射电镜等研究该合金热塑性的影响因素及作用机理。结果表明: 合金中主要形成  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti}_3\text{O}_5 + \text{MnS}$  复合夹杂, 夹杂物颗粒尺寸集中分布在 0.5 μm 以下。合金热塑性在 900 ~ 1050 °C 受晶界滑移及动态再结晶共同影响。晶界上分布的纳米级别 ( $< 200 \text{ nm}$ ) 夹杂物有效钉扎晶界, 抑制动态再结晶发生的同时减小晶界结合力。微米级别 ( $> 200 \text{ nm}$ ) 夹杂物则促进显微裂纹在晶界滑移过程中的形成和扩展, 损害合金热塑性。当温度高于 1050 °C 时, 较高的变形温度使再结晶驱动力大于钉扎作用力, 合金发生动态再结晶, 有效提高热塑性。在 1100 ~ 1200 °C 区间内, 枝晶间裂纹的形成、晶界滑移的加剧及动态再结晶晶粒尺寸增大都降低合金热塑性。

**关键词** 铁镍合金; 热塑性; 夹杂物; 动态再结晶; 晶界滑移

**分类号** TG142.76

## Hot ductility of Fe–36Ni invar alloy

HE Yu-tian<sup>1,2)</sup>, WANG Fu-ming<sup>1,2)✉</sup>, LI Chang-rong<sup>3)</sup>, YANG Zhan-bing<sup>1,2)</sup>, ZHANG Jing<sup>1,2)</sup>, LI Yong-liang<sup>1,2)</sup>

1) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

3) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: wangfuming@metall.ustb.edu.cn

**ABSTRACT** The hot ductility behaviors of Fe–36Ni alloy in the temperature range of 900–1200 °C were investigated by using a Gleeble-3800 thermal simulator. The influence factors and mechanism of action on the hot ductility were systematically analyzed by FactSage software, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The results show that inclusions in the investigated alloy are mainly  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti}_3\text{O}_5 + \text{MnS}$ , and most inclusion sizes are below 0.5 μm. The hot ductility of the alloy in the temperature range of 900–1050 °C is influenced by grain boundary sliding and dynamic recrystallization. Nano-scale size ( $< 200 \text{ nm}$ ) inclusions at grain boundaries effectively inhibit the occurrence of dynamic recrystallization as a result of the pinning effect and decrease the grain boundary cohesion. Moreover, micro-scale size ( $> 200 \text{ nm}$ ) inclusions at grain boundaries promote the nucleation and propagation of cracks during grain boundary sliding and decrease the hot ductility of the alloy. Increasing the temperature makes the driving force for dynamic recrystallization larger than the pinning effect, and thus increases the hot ductility significantly by the occurrence of dynamic recrystallization when the temperature exceeds 1050 °C. In the temperature range of 1100–1200 °C, the formation of interdendritic cracks, the coarsening of recrystallized grains and the enhanced grain boundary sliding deteriorate the hot ductility of the alloy.

**KEY WORDS** iron nickel alloys; hot ductility; inclusions; dynamic recrystallization; grain boundary sliding

Fe-36Ni 因瓦合金为单相奥氏体合金。由于在低于居里点温度范围内具有较低的热膨胀系数,因瓦合金被广泛应用于制造精密仪器零件、显示电子荫罩等。近年来因瓦合金应用范围得到不断扩大,开始被大量用于结构材料,如液化天然气储气罐、长程电力缆线等,市场上对其需求量也不断增加<sup>[1-2]</sup>。然而由于奥氏体合金钢在高温受应力状态下极易产生裂纹,热塑性较差<sup>[3]</sup>,不仅严重影响产品质量,降低生产效率,而且造成较大经济损失,因此有必要深入研究 Fe-36Ni 合金热塑性影响因素及其作用机理。

研究表明,钢(或合金)的热塑性受较多因素的综合作用,如化学成分、夹杂物成分、尺寸及分布,微观组织形貌及动态再结晶<sup>[4-6]</sup>。郑宏光等<sup>[7]</sup>研究发现细小的合金凝固组织有助于提高 Fe-36Ni 合金热塑性。此

外,合金中 Al、Zr、Ti、Mg 等微合金元素对 Fe-36Ni 合金热塑性也具有较大影响效果<sup>[8]</sup>。但是较少研究关注到 Fe-36Ni 合金中夹杂物尺寸与分布及其微观组织演变对其热塑性的影响。本文在热拉伸试验的基础上,系统研究夹杂物尺寸与分布、微观组织演变、晶界滑移、动态再结晶等对锻态 Fe-36Ni 合金在不同温度区间内热塑性的影响及相关作用机理,以期为生产实际提供有益参考。

## 1 试验材料与方法

试验用合金为真空感应炉熔炼的 25 kg 铸锭,经 1080 °C 下保温 2 h 后将铸锭锻造成 φ14 mm 的圆棒,随后空冷至室温。合金的化学成分如表 1 所示。沿锻棒纵轴方向切取 φ10 mm × 116.5 mm 的高温拉伸试样。

表 1 试验用合金化学成分(质量分数)  
Table 1 Chemical composition of the investigated alloy

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	O	Ni	Fe	%
0.0011	0.154	0.391	0.0044	0.0034	0.005	0.0069	0.0026	0.0053	36.03	余量	

利用 Gleeble-3800 热模拟机进行高温热塑性试验,测试温度区间为 900 ~ 1200 °C,测试温度间隔为 50 °C。测试过程中通入 Ar 气保护防止试样氧化。试验过程中首先将试样以 10 °C·s<sup>-1</sup> 速率升温至 1310 °C 保温 180 s 以均匀组织结构,随后以 3 °C·s<sup>-1</sup> 降至各测试温度点保温 60 s 以均匀测试区温度,最后以 10<sup>-2</sup> s<sup>-1</sup> 的应变速率进行拉伸直至断裂。断裂后立即以高压 Ar 气对断口部位进行喷吹以保持高温下断口形貌和显微组织。试验热履历如图 1 所示。本试验采用断面收缩率评价合金在不同温度条件下热塑性优劣。

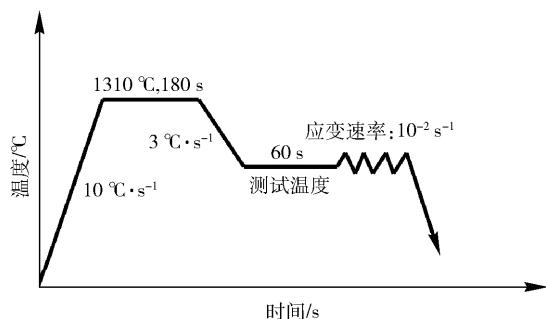


图 1 热塑性实验热履历示意图

Fig. 1 Thermal cycle of the hot ductility test

采用热力学计算软件 FactSage 计算在合金中形成的夹杂物成分及形成温度。采用扫描电镜( FEI MLA-250) 系统分析合金中夹杂物颗粒的形貌及化学成分能谱,并统计微米级别夹杂物尺寸分布,统计总面积为 0.74 mm<sup>2</sup>。使用场发射扫描电镜(JSM-6701F) 观察沿晶裂纹内部微米级别夹杂物并确定其化学成分能谱。切取厚为 0.5 mm 的合金薄片,经机械减薄至

50 μm,冲孔成 φ3 mm 圆片后,采用双喷电解减薄法在 -15 °C 制取透射电镜薄膜试样,双喷电解液成分为 5% 高氯酸乙醇溶液,随后使用透射电镜(Tecnai G2 F30 S-TWIN) 分析合金中典型的纳米级别夹杂物形貌及能谱。采用透射电镜碳复型方法分析纳米级别夹杂物颗粒的尺寸分布及其分布位置。使用扫描电镜观察高温拉伸断口宏观及微观形貌。采用金相显微镜(9XB-PC) 观察经 4 g CuSO<sub>4</sub> · 5H<sub>2</sub>O + 20 mL 去离子水 + 20 mL HCl 溶液侵蚀后断口附近纵截面的显微组织。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 合金中夹杂物分析

使用 FactSage 计算合金中夹杂物生成与温度间的关系,计算结果如图 2 所示。在 1800 °C 较高温度条件下已经开始形成 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 夹杂,随着温度继续降低,钢液

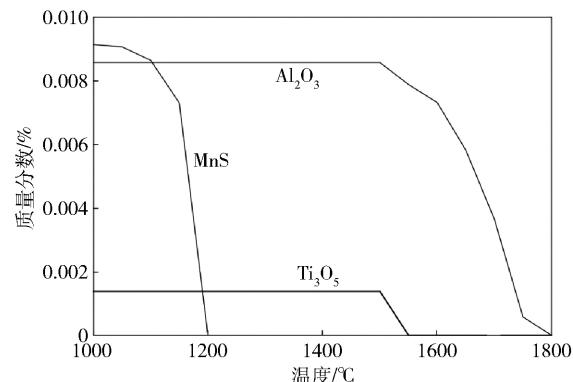


图 2 合金中形成的夹杂物

Fig. 2 Formation of inclusions in the alloy

中过量的 O 与 Ti 化合形成  $Ti_3O_5$  夹杂。这两类夹杂都能在钢液冷却凝固过程中保留,并对后期合金显微组织及高温力学性能产生影响。图 3 为合金中典型的微米级别及纳米级别夹杂物颗粒形貌及能谱。能谱结果显示微米级别夹杂物中主要含有 Al、Ti 及 O 元素,而

纳米级别夹杂物中主要含有 Al、Ti、O、Mn、S 等元素,Mn 和 S 元素为 1200 ℃ 较低温度条件下形成的 MnS。结合 FactSage 热力学计算结果及能谱结果分析可知该成分条件下在合金中形成的夹杂物主要为  $Al_2O_3$  +  $Ti_3O_5$  + MnS 复合夹杂。

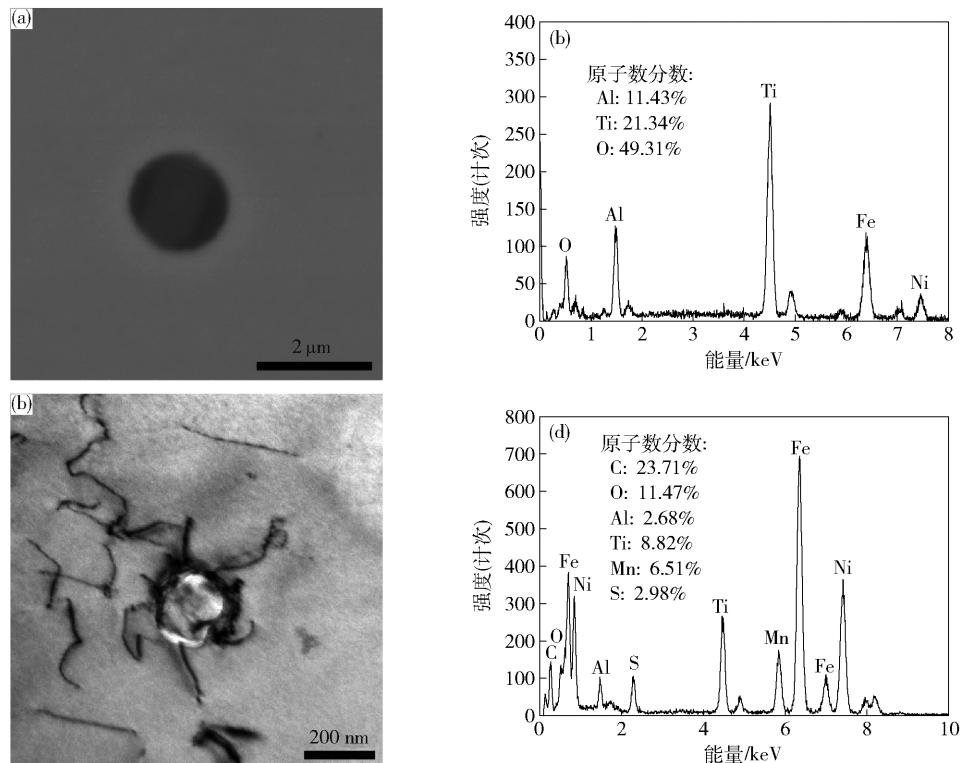


图 3 合金中夹杂物形貌及能谱。(a, b) 微米级别夹杂物形貌及能谱; (c, d) 纳米级别夹杂物形貌及能谱

Fig. 3 Morphologies and EDS spectra of inclusions in the alloy: (a, b) micro-scale size inclusion; (c, d) nano-scale size inclusion

分别采用扫描电镜及透射电镜统计合金中微米级别及纳米级别夹杂物当量直径尺寸分布,如图 4 所示。在微米级别夹杂物尺寸分布统计中,夹杂物在 0.2~0.5  $\mu\text{m}$  尺寸范围内分布最多,夹杂物平均直径为 0.574  $\mu\text{m}$ 。在纳米级别夹杂物分布频率

统计中,颗粒尺寸主要集中在 150~200 nm 区间内,占比达到 55.26%。综合分析以上微米级别以及纳米级别夹杂物尺寸分布密度及趋势,该试验合金中夹杂物颗粒尺寸较小,且存在较多纳米级别夹杂物颗粒。

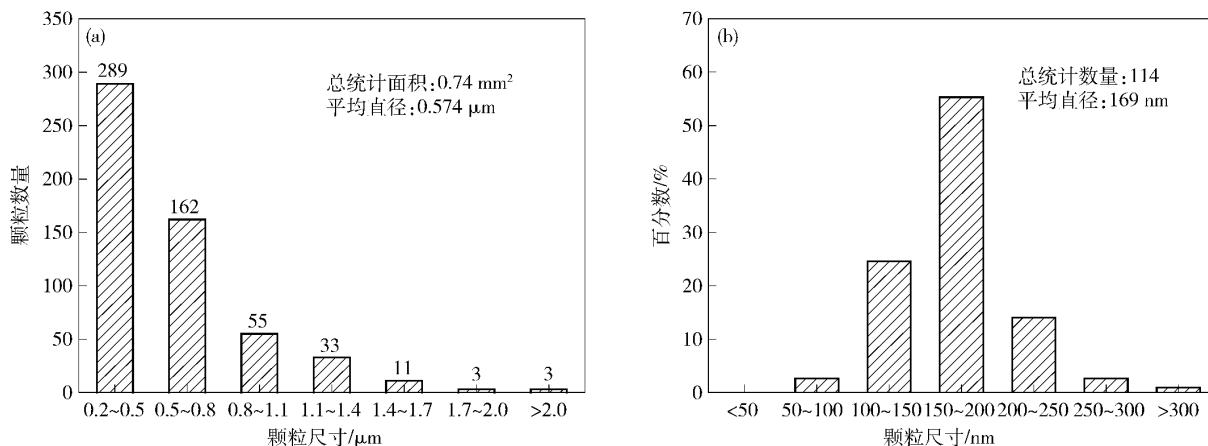


图 4 合金中夹杂物尺寸分布。(a) 微米级别夹杂物; (b) 纳米级别夹杂物

Fig. 4 Size distribution of inclusions in the alloy: (a) micro-scale size inclusions; (b) nano-scale size inclusions

## 2.2 合金热塑性行为分析

图 5(a) 所示为合金断面收缩率随温度的变化, 合金在不同温度区间内热塑性存在较大区别。在 900~1000 °C 的温度区间内, 合金断面收缩率值较小, 分别为 15.34%、19% 以及 19%, 热塑性差; 当温度上升到 1000 °C 以上, 合金热塑性得到较大改善, 所有测试点断面收缩率值都大于 60%; 但是随着温度继续上升, 合金热塑性又逐渐下降。热塑性试验中真应力-真应变曲线如图 5(b) 所示。在 900~1000 °C 温度范围内, 流变应力随着应变的增加快速增大达到极限应力值,

随后真应力值快速下降为零, 代表试样发生断裂。断裂真应变值约为 0.1。当拉伸温度升高至 1050 °C 以上, 流变应力最初随着应变的增大而缓慢增加至极限应力, 随后又缓慢下降直至试样断裂, 最终断裂真应变值约为 0.25。较小的断裂应变说明试样在受应力作用下塑性变形较小, 塑性较差; 而较大的断裂应变说明试样在拉伸过程中存在一定的塑性变形, 塑性较好。这与图 5(a) 试验结果一致。在此试验中, 以 1100 °C 为临界点分为 I 区和 II 区, 分别讨论其相关热塑性影响因素及其作用机理。

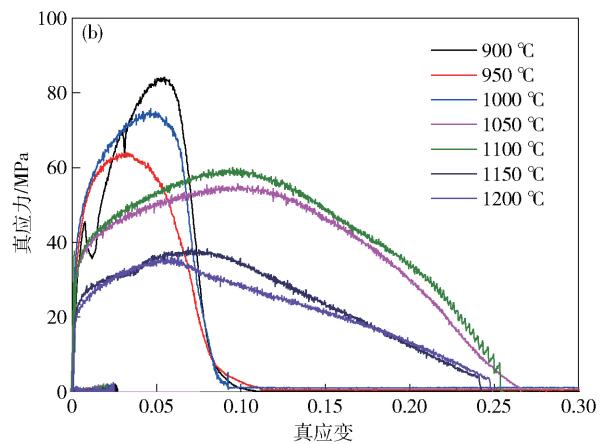
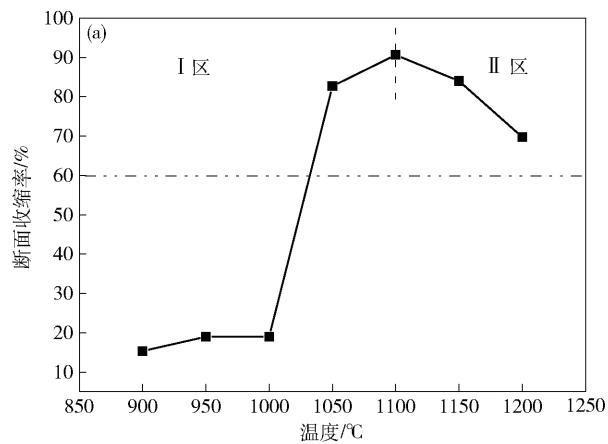


图 5 试验用合金不同变形温度条件下的特征曲线. (a) 断面收缩率曲线; (b) 真应力-真应变曲线

Fig. 5 Characteristic curves of the investigated alloy at different deformation temperatures: (a) reduction-in-area curves; (b) true stress-true strain curves

### 2.2.1 I 区合金热塑性行为

合金在 1000 °C 拉伸条件下断口形貌及断口附近纵截面显微组织如图 6 所示。宏观上, 拉伸试样无明显颈缩现象, 微观形貌显示断口呈冰糖状, 晶粒轮廓清晰, 说明断口呈现完全沿晶脆性断裂, 热塑性较差。1000 °C 拉伸断口附近纵截面显微组织在晶界处存在较多 W 型沿晶裂纹, 且裂纹大多垂直于拉伸应力方向分布, 表明试样以晶界滑移的方式发生断裂。该类型断口呈现典型晶界结合力减弱及沿晶微孔聚合断裂模

式<sup>[9]</sup>。较为平坦的断裂表面为晶界结合力减弱的有力明证。此外, 断裂面上分布较多的细小韧窝为晶界上分布的夹杂物颗粒在试样发生晶界滑移过程中受应力作用形成的显微空洞。

较多研究表明, 奥氏体合金钢在高温变形过程中塑性受夹杂物位置分布影响较大。当较多纳米级别的夹杂物在奥氏体晶界上分布时, 能明显降低晶界结合力, 还能有效钉扎奥氏体晶界, 阻止其发生动态迁移<sup>[10]</sup>。图 7 为 1000 °C 拉伸断口附近区域在晶界上分

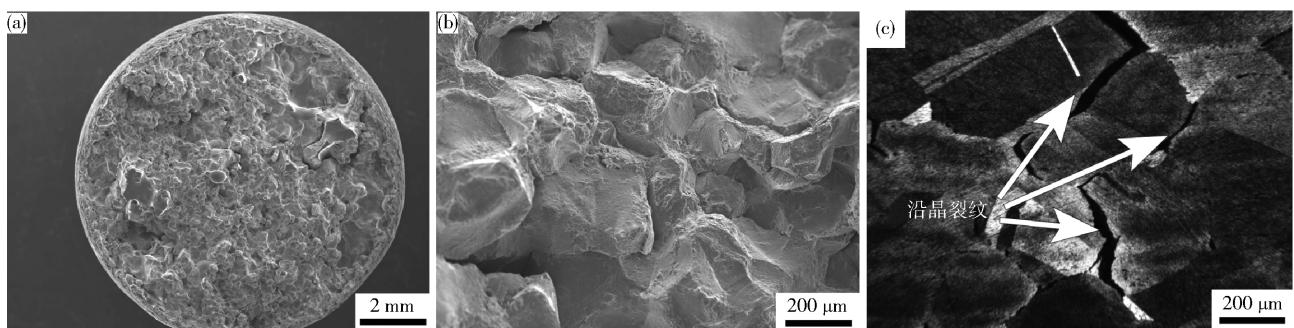


图 6 1000 °C 合金拉伸断口图像. (a) 宏观形貌; (b) 微观形貌; (c) 断口附近纵截面显微组织

Fig. 6 Images of the fracture strained at 1000 °C: (a) macrostructure of the fracture morphology; (b) microstructure of the fracture morphology; (c) longitudinal microstructure near the fracture front

布的纳米级别夹杂物颗粒透射电镜明场照片,能谱分析确认其为  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti}_3\text{O}_5 + \text{MnS}$  类型复合夹杂。此外,当合金在高温受应力作用发生晶界滑移过程中,晶界上分布较多微米级别夹杂物则可作为显微裂纹的形

核核心,产生较多显微沿晶裂纹,随着应变继续进行,沿晶裂纹继续扩展并相互聚合,造成试样最终断裂<sup>[11]</sup>。图 8 为 900 °C 拉伸断口附近区域形成的沿晶裂纹及裂纹内部存在的夹杂物形貌和能谱。

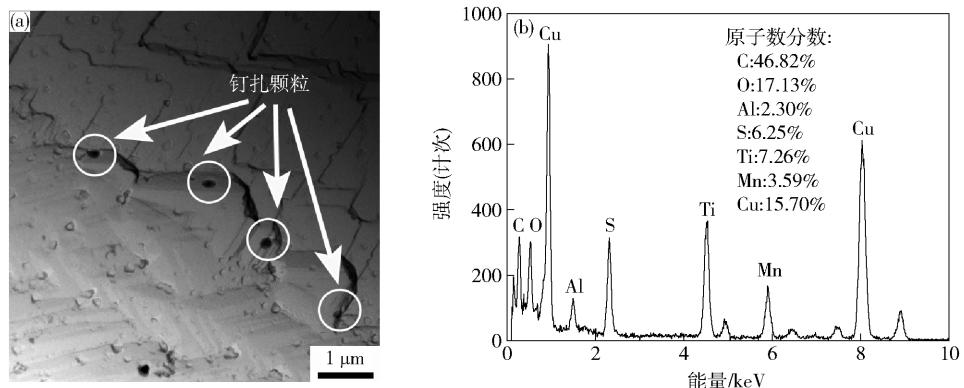


图 7 1000 °C 合金拉伸断口附近在晶界上分布的纳米级别夹杂物及其能谱。(a) 透射电镜明场图片; (b) 夹杂物能谱

Fig. 7 Nano-scale size inclusions at grain boundaries near the fracture front of the specimen strained at 1000 °C: (a) bright field images of TEM; (b) EDS spectrum of the inclusion

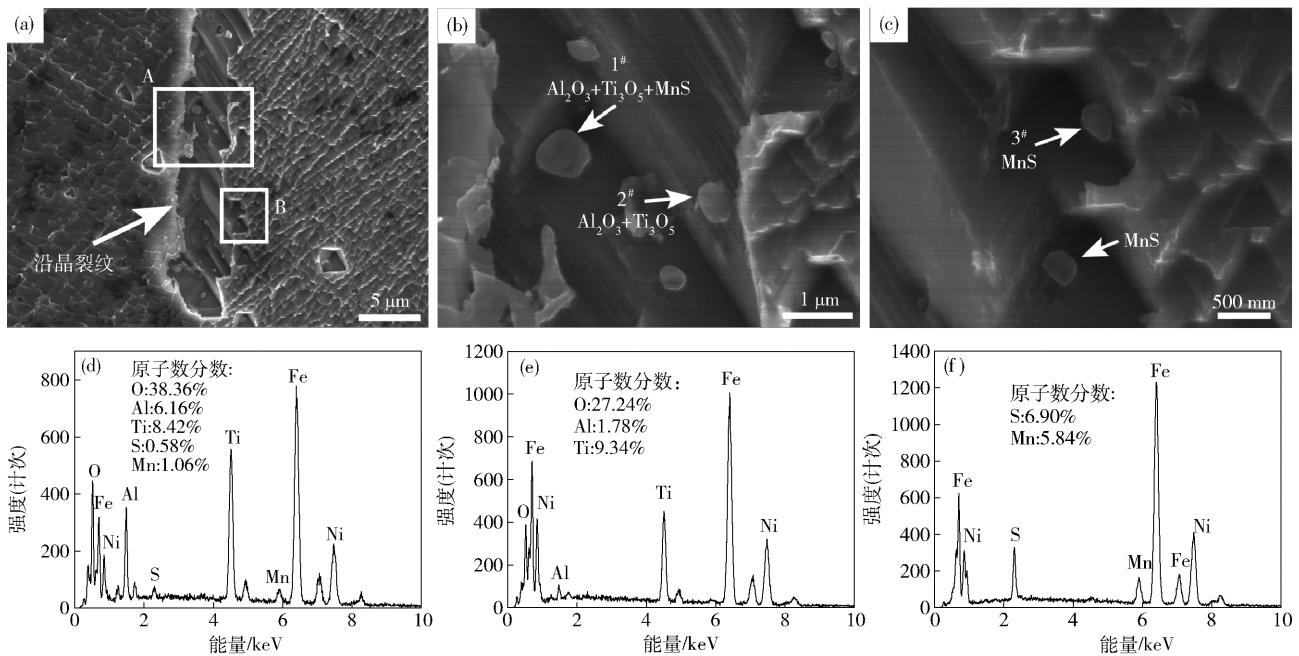


图 8 900 °C 合金拉伸断口附近沿晶裂纹及裂纹上分布的微米级别夹杂物及其能谱。(a) 沿晶裂纹; (b, c) 图(a)中 A 与 B 区放大图; (d~f) 图(b, c) 中 1#~3# 夹杂物能谱

Fig. 8 Grain boundary crack and micro-scale size inclusions at the crack near the fracture front of the specimen strained at 900 °C: (a) grain boundary crack; (b, c) high-magnification images showing Zones A and B in Image (a); (d~f) EDS spectra of inclusions denoted as 1#~3# in Images (b, c)

合金在 1050 °C 拉伸条件下的断口形貌及断口附近纵截面显微组织如图 9 所示。当温度升高到 1050 °C, 拉伸试样存在明显的颈缩现象,微观形貌显示断口上存在较大且深的等轴韧窝,说明试验钢热塑性得到明显提高。此外,断口附近纵截面显微组织显示为大量细小的动态再结晶晶粒,表明在该温度条件下,合金

试样在拉伸过程中已经发生动态再结晶。动态再结晶对热塑性影响较大。这是由于在高温塑性变形过程中发生晶界动态迁移,能将已经在晶界滑移过程中形成的沿晶裂纹重新包裹进入晶粒内部,而晶粒内部裂纹扩展速率远小于晶界处裂纹扩展速率,因此能极大改善高温热塑性<sup>[12~13]</sup>。

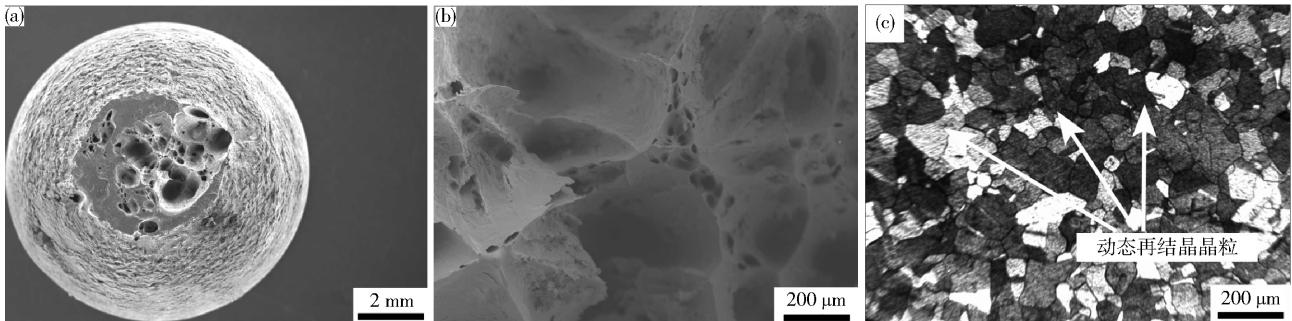


图9 1050 °C 合金拉伸断口图像. (a) 宏观形貌; (b) 微观形貌; (c) 断口附近纵截面显微组织

Fig.9 Images of the fracture strained at 1050 °C: (a) macrostructure of the fracture morphology; (b) microstructure of the fracture morphology; (c) longitudinal microstructure near the fracture front

## 2.2.2 II 区合金热塑性行为

在高温 II 区不同温度条件下合金拉伸断口的宏观及微观形貌如图 10 所示. 在该温度区间内, 拉伸断口都存在明显颈缩现象. 在较低温度 1100 °C 拉伸条件下断口有较多较大且深的韧窝, 但是在较高温度下拉伸的断口表面则较为平坦, 完全被液膜覆盖,

呈现熔断的趋势. 图 10(f) 断口微观形貌可以看出, 断口部位存在较多的树枝晶间裂纹. 在高温受应力条件下, 由于在树枝晶之间的区域存在脆化元素如 S 等的偏析现象, 能强烈减弱枝晶间凝聚力并使其成为裂纹源, 此后裂纹继续长大, 聚合并扩展, 导致最终断裂<sup>[14]</sup>.

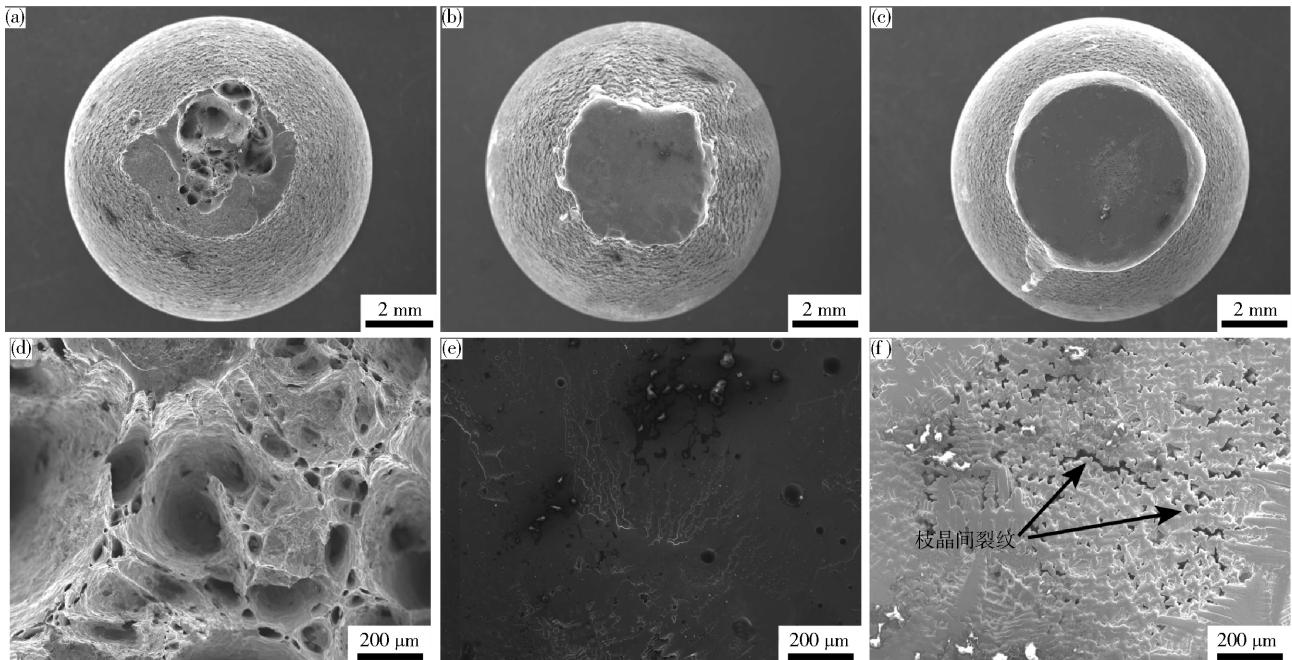


图10 不同温度条件下拉伸断口宏观形貌及微观形貌. (a, d) 1100 °C; (b, e) 1150 °C; (c, f) 1200 °C

Fig.10 Macrostructure and microstructure of the fracture morphologies of specimens strained at different temperatures: (a, d) 1100 °C; (b, e) 1150 °C; (c, f) 1200 °C

II 区不同温度条件下合金拉伸断口附近纵截面组织宏观及微观组织形貌如图 11 所示. 随着测试温度升高, 在断口附近的动态再结晶晶粒尺寸逐渐变大. 较多研究表明, 奥氏体钢在高温变形过程中再结晶晶粒尺寸会随着变形温度的升高而变大<sup>[15-16]</sup>. Mintz 等<sup>[17]</sup>认为高温塑性受晶粒尺寸影响较大: (a) 较高温度可促进晶界滑移的发生并造成沿晶断裂, 这种断裂模式在较大的晶粒尺寸条件下更容易发生, 因为较大

的晶粒尺寸可形成更大的应力集中; (b) 在细晶材料中存在较多的晶界三岔点, 当发生晶界滑移产生沿晶裂纹时, 晶界三岔点能有效阻碍裂纹继续扩展; (c) 较小的晶粒尺寸增大晶界面积, 能有效降低在晶界处夹杂物颗粒密度<sup>[17]</sup>.

综上所述, 在 II 区合金热塑性主要受到三方面的综合影响: (a) 枝晶间裂纹的形成; (b) 晶界滑移的加剧; (c) 再结晶晶粒尺寸变大. 随着变形温度的升高,

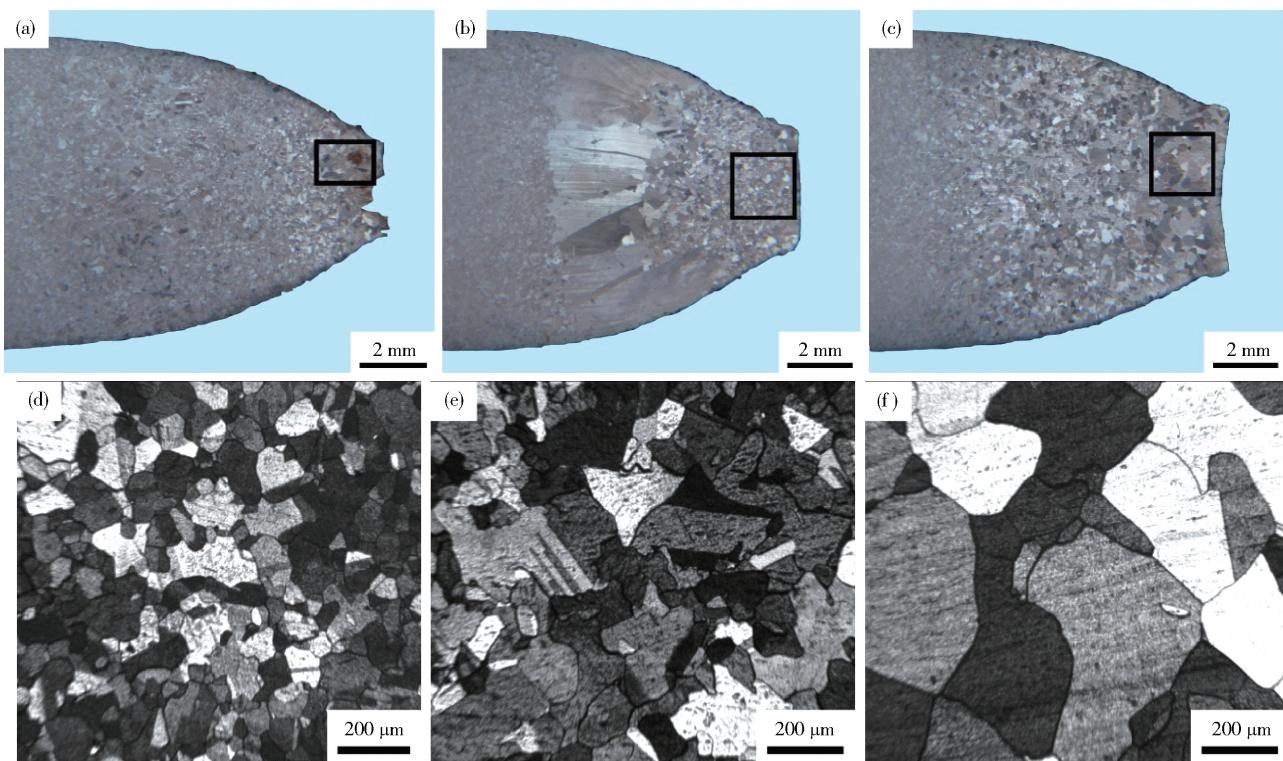


图11 不同温度条件下拉伸断口附近纵截面宏观及微观组织形貌. (a, d) 1100 °C; (b, e) 1150 °C; (c, f) 1200 °C

Fig. 11 Macrostructure and microstructure of longitudinal sections near the fracture front of specimens strained at different temperatures: (a, d) 1100 °C; (b, e) 1150 °C; (c, f) 1200 °C

在高温 1200 °C 形成的枝晶间裂纹减弱枝晶间凝聚力. 此外 晶界滑移的加剧以及动态再结晶晶粒尺寸的增大都能损害合金在该温度区间内的热塑性.

### 3 结论

合金中主要形成  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Ti}_3\text{O}_5 + \text{MnS}$  复合夹杂物颗粒, 且合金中夹杂物颗粒尺寸主要分布在 0.5  $\mu\text{m}$  以下范围内.

在 I 区 900 ~ 1050 °C 温度范围内, 合金热塑性主要受晶界滑移以及动态再结晶共同作用. 晶界上分布较多纳米级别的夹杂物不仅能减小晶界结合力, 还能有效钉扎晶界 阻碍晶界发生动态迁移, 抑制动态再结晶的发生. 此外, 晶界上分布的微米级别夹杂物在晶界滑移过程中促进裂纹形核和扩展 损害合金热塑性. 随着温度的升高 动态再结晶的驱动力大于细小夹杂物在晶界上的钉扎力, 合金发生动态再结晶, 有效提高热塑性.

在 II 区 1100 ~ 1200 °C 温度范围内随着变形温度的升高, 合金断口附近形成的枝晶间裂纹 加剧的晶界滑移以及较大的动态再结晶晶粒尺寸损害合金热塑性.

### 参 考 文 献

[1] Zhao Y, Sato Y S, Kokawa H, et al. Microstructure and properties of friction stir welded high strength Fe-36wt% Ni alloy. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528( 25-26) : 7768

[2] Liu H W, Sun Z H, Wang G K, et al. Effect of aging on microstructures and properties of Mo-alloyed Fe-36Ni invar alloy. *Mater Sci Eng A*, 2016, 654: 107

[3] Ramirez A J, Lippold J C. High temperature behavior of Ni - base weld metal: Part I. Ductility and microstructural characterization. *Mater Sci Eng A*, 2004, 380( 1 - 2) : 259

[4] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking. *ISIJ Int*, 1999, 39( 9) : 833

[5] Chen X M, Song S H, Sun Z C, et al. Effect of microstructural features on the hot ductility of 2.25 Cr-1 Mo steel. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527( 10 - 11) : 2725

[6] Lü B, Zhang F C, Li M, et al. Effects of phosphorus and sulfur on the thermoplasticity of high manganese austenitic steel. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527( 21 - 22) : 5648

[7] Zheng H G, Li Y, Liu X F. Effects of Zr on the solidification structure and hot ductility of Fe-36Ni invar alloy. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2014, 36( Suppl 1) : 145  
( 郑宏光, 李元, 刘旭峰. Zr 对 Fe-36Ni 因瓦合金凝固组织和热塑性的影响. 北京科技大学学报, 2014, 36( 增刊 1) : 145)

[8] Abbasi S M, Morakabati M, Mahdavi R, et al. Effect of microalloying additions on the hot ductility of cast FeNi36. *J Alloys Compd*, 2015, 639: 602

[9] Mohamed Z. Hot ductility behavior of vanadium containing steels. *Mater Sci Eng A*, 2002, 326( 2) : 255

[10] Doherty R D , Hughes D A , Humphreys F J , et al. Current issues in recrystallization: a review. *Materi Sci Eng A* ,1997 ,238 ( 2 ) : 219

[11] Mejía I ,Bedolla J A ,Maldonado C ,et al. Hot ductility behavior of a low carbon advanced high strength steel ( AHSS ) microalloyed with boron. *Mater Sci Eng A* ,2011 ,528( 13-14 ) : 4468

[12] Mintz B ,Abushosha R ,Jonas J J. Influence of dynamic recrystallisation on the tensile ductility of steels in the temperature range 700 to 1150 °C. *ISIJ Int* ,1992 ,32( 2 ) : 241

[13] Fan Y ,Wang M L ,Zhang H ,et al. Hot plasticity and fracture mechanism of the third generation of automobile steel. *J Univ Sci Technol Beijing* ,2013 ,35( 5 ) : 607  
( 范倚 ,王明林 ,张慧 ,等. 第三代汽车钢的热塑性及断裂机理. 北京科技大学学报 ,2013 ,35( 5 ) : 607)

[14] Chen M C ,Wang F M ,Tao S F ,et al. High temperature hot ductility of 40Cr steel. *Trans Mater Heat Treat* ,2014 ,35( Suppl 1 ) : 119  
( 陈毛川 ,王福明 ,陶素芬 ,等. 40Cr 钢的高温热塑性. 材料热处理学报 ,2014 ,35( 增刊 1 ) : 119)

[15] Cram D G ,Zurob H S ,Brechet Y J M ,et al. Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation. *Acta Mater* ,2009 ,57( 17 ) : 5218

[16] Yang X Y ,He A ,Xie G L ,et al. Dynamic recrystallization behavior of an austenitic stainless steel for nuclear power plants. *Chin J Eng* ,2015 ,37( 11 ) : 1447  
( 杨晓雅 ,何岸 ,谢甘霖 ,等. 核电用奥氏体不锈钢的动态再结晶行为. 工程科学学报 ,2015 ,37( 11 ) : 1447)

[17] Mintz B ,Yue S ,Jonas J J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting. *Int Mater Rev* ,1991 ,36( 5 ) : 187