

The Study on Dynamic Response Mechanism of TRIP Steel in the Highest Strain Rate

Wei Chen, Shilian Hu, Yongliang Gao, Yang Yang, Guojin Sun, Hongkai Zhou, Jingwei Li

The Ningbo Branch of Ordnance Science Institute of China, Ningbo Zhejiang
Email: chenwei9992@126.com

Received: Oct. 17th, 2015; accepted: Nov. 9th, 2015; published: Nov. 12th, 2015

Copyright © 2015 by authors and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

Abstract

In this paper, the dynamic mechanics property of TRIP steel in the strain rate range of 1 - 4000 S⁻¹ was carried out. The material transformation process and mechanism in the high strain rate were analyzed. The TRIP effect was obvious in the strain rate range of 1500 - 2500 S⁻¹. The excellent strain strengthening, strain hardening, and transformation strengthening were shown in the strain rate range of 1500 - 2500 S⁻¹. TRIP steel has high dynamic yield strength, dynamic response and energy-absorbing capacity under the strain rate of 2000 S⁻¹. The transformed amount and behavior of residual austenite affect the dynamic strength in different strain rates.

Keywords

Strain Rate, Residual Austenite, Dynamic Strength

TRIP钢在高速应变率下动态响应机制研究

陈 巍, 胡士廉, 高永亮, 杨 阳, 孙国进, 周宏凯, 李经纬

中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波
Email: chenwei9992@126.com

收稿日期: 2015年10月17日; 录用日期: 2015年11月9日; 发布日期: 2015年11月12日

摘要

本文分析了TRIP钢在应变率 $1\sim 4000\text{ S}^{-1}$ 之间动态力学行为,以及材料在高变形速率下的相变过程和机理,应变率 $1500\sim 2500\text{ S}^{-1}$ 之间,是TRIP效应发生的明显阶段,在此应变率下TRIP钢充分的发挥了的应变强化、应变硬化、相变强化效应,TRIP钢在 2000 S^{-1} 应变率下动态屈服强度明显、动态强塑积最高,具有较高的吸能效应。经过研究分析,不同应变率下残余奥氏体的转变量和形态机理是影响动态强度的主要因素之一。

关键词

应变率, 残余奥氏体, 动态强度

1. 引言

高强度、高塑性、低成本和易加工成形性等已成为未来汽车钢的发展方向。在汽车用钢中,高强度低合金相变诱发塑性钢(Phase Transformation Induced Plasticity),简称TRIP钢[1],由于其独特的强韧化机制和高的强韧性,被公认为是新一代汽车结构钢,并受到广泛的关注。国内外纷纷开展TRIP系列汽车用钢的研发,其中一部分已在汽车工业中得以应用。目前,低合金系列TRIP、TWIP钢的研究已经相对成熟,中合金含量的 $800\sim 1400\text{ MPa}$,延伸率 $30\%\sim 50\%$ 级别的高强、高韧性第三代具有吸能效应新TRIP汽车钢板成为发展趋势[2]。

TRIP钢的具有优良的冷成型性能和碰撞吸能能力,车身部件成形时的变形速率约在 $0.1\sim 10\text{ S}^{-1}$ 之间,汽车行驶过程中发生撞击,材料的变形速率处于 $10^2\sim 10^3\text{ S}^{-1}$ 范围。本文研究TRIP钢在不同应变率下的动态力学行为,分析材料在高变形速率下的相变过程和机理,深入了解在高应变率下的动态力学行为与组织变化规律的一致性,为TRIP钢成形、高速撞击以及断裂等方面的应用提供理论依据。

2. 试验材料与方法

研究对象选择 12 mm 热轧TRIP钢板材,在钢板垂直轧制方向切取圆棒拉伸试样,采用万能材料性能试验机对材料静态力学性能进行测试,夹引伸计测定应力应变数据,夹引伸计时拉伸速度为 1.0 mm/min ,撤掉引伸计后的拉伸速度为 2.0 mm/min ,按照GB/T228-2002标准进行常温状态下的力学性能测试。力学性能见表1。

将TRIP效应钢沿板厚方向切取 $\phi 10\text{ mm}\times 15\text{ mm}$ 的标准压缩试样,在Gleeble3500热模拟试验机上以 1 S^{-1} 、 10 S^{-1} 和 100 S^{-1} 应变速率,进行室温动态压缩试验,测定动态压缩后的真应力-真应变曲线;将试样加工成尺寸为 $\Phi 5\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 圆柱形试样,采用 $\Phi 14.5\text{ mm}$ 一维Hopkinson压杆试验系统,入射杆和透射杆均为长度 1000 mm 的高强度特种钢杆,打击杆长度为 200 mm 和 300 mm ,图1。测试标准参照GJB5365-2005“金属材料动态压缩试验方法”测定动态压缩应变率为 500 、 1000 、 1500 、 2000 、 4000 S^{-1} 时的动态压缩应力-应变曲线、平均塑性应变率、动态屈服强度、动态断裂强度、动态断裂应变和动态塑性变形强化模数,同时利用二次多项式处理程序拟合应变率与动态屈服强度关系。

沿与压缩方向平行的方向截取压缩前、后的试样,经 4% 硝酸酒精浸蚀,使用SISC-IAS-6.0金相图象分析仪和S360扫描电镜分析不同应变率下的显微组织变化,X-Ray分析了残余奥氏体随应变率的变化规律,分析TRIP钢材料在高速冲击条件下的组织演变规律及动态响应机制。

Table 1. Static mechanics property

表 1. 静态力学性能

牌号	R _m /MPa	R _{p0.2} /MPa	A/%	Z/%	E/GPa	ρ/g·cm ³	HB
TRIP	1085	927	21	61	201	7.80	280~320

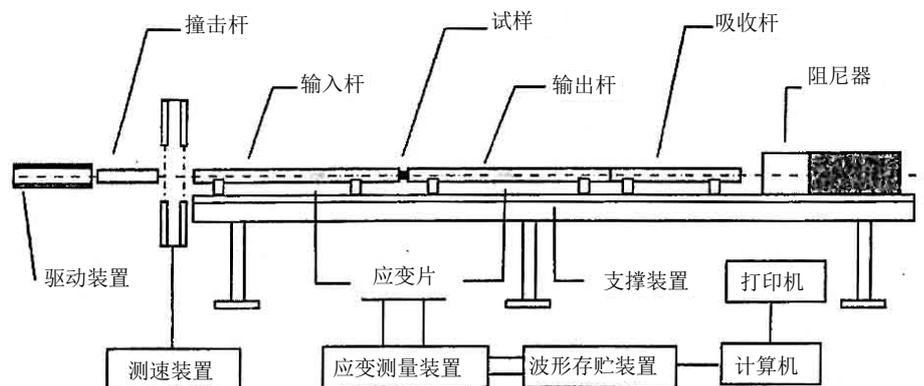


Figure 1. Hopkinson compression bar apparatus

图 1. 压气式一维霍普金森压杆装置示意图

3. 试验结果与分析

3.1. 动态力学性能测试结果

经 Gleeble3500 热模拟试验机以 0.1 S^{-1} 、 1 S^{-1} 、 10 S^{-1} 和 100 S^{-1} 应变速率动态压缩后的真应力-真应变曲线如图 1 所示, 当真应变达到 0.05 时, 材料达到屈服并进入塑性变形阶段, 且随着应变的增加, 强度不断增加; 由图 2 可见随着应变速率从 0.1 S^{-1} ~ 100 S^{-1} 变化时, 试样的屈服强度从 795 MPa 增加到 862 MPa, 在低应变速率时, 材料的屈服应力变化不明显, 当材料的应变速率达到 100 S^{-1} 时, 屈服应力开始提高到 862 MPa, 最大压缩应力应变从 0.16 提高到 0.18, 应变硬化效应不显著。

TRIP 钢在应变速率 500 ~ 4000 S^{-1} 之间的动态试验结果见表 2, 图 3, 随着应变速率从 1000 S^{-1} ~ 4000 S^{-1} 变化时, 试样的动态屈服强度从 980 MPa 增加到 1460 MPa, 最大压缩应力从 1135 MPa 增加到 2132 MPa, 最大应力应变由 5.8% 提高到 34.9%, 说明 TRIP 钢在 10^3 数量级应变速率下, 发生明显的应变硬化效应, 在 2000 S^{-1} 时, 动态屈服强度达到极大值, 图 4; 在此应变速率下, 可能发生应力诱发残余奥氏体向马氏体产生相变强化和塑性强化效应, 这些效应的影响因素复杂, 导致动态性能波动较大, 将在下一步的微观组织分析中进一步做说明。

3.2. 微观组织分析结果及讨论

图 5 给出了 TRIP 钢不同应变速率压缩变形后的金相组织。原始组织为铁素体、残奥和贝氏体组成, 经 Image-Pro Plus 6.0 进行统计, 各应变速率下的相比例分别为: 铁素体 + 残余奥氏体: 贝氏体 = 33%:67%, 图 5(a) 为原始组织, 图 5(b) 为应变速率 1 S^{-1} 压缩后的铁素体 + 残奥: 贝氏体 = 34.5%:65.5%; 图 5(c) 为应变速率 10 S^{-1} 压缩后的铁素体 + 残奥: 贝氏体 = 34%:66%; 图 5(d) 为应变速率 100 S^{-1} 压缩后的铁素体 + 残奥: 贝氏体 = 33.7%:66.3%。由此可见在 1 ~ 100 S^{-1} 应变速率下, 铁素体+残奥含量在 33%~34.5%, 压缩变形对奥氏体组织的影响不明显。

TRIP 钢在应变速率 500 ~ 4000 S^{-1} 之间的贝氏体组织为成束的大致组织平行的铁素体板条, 以及分布于板条之间的渗碳体和残留奥氏体组成。随着应变速率的增加, 组织中的条束依次变细, 而应变速率 4000 S^{-1}

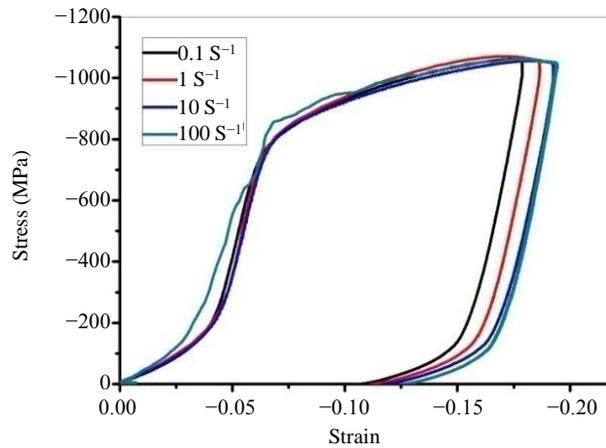


Figure 2. True stress-true strain curves after dynamic compression

图 2. 动态压缩后的真应力 - 真应变曲线

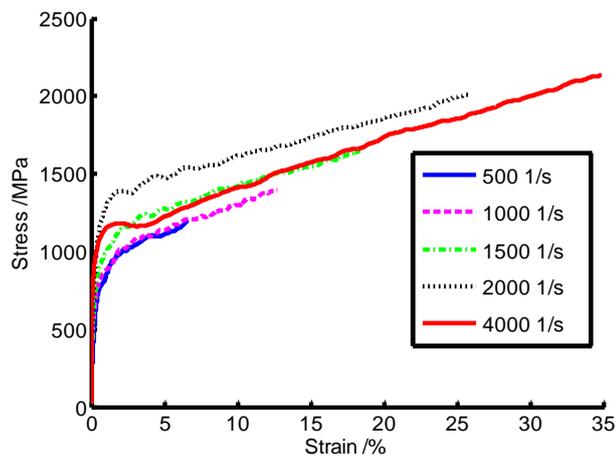


Figure 3. The compress true-stress strain curves under different strain rate of TRIP steel

图 3. TRIP 材料不同应变率下的压缩应力 - 应变曲线

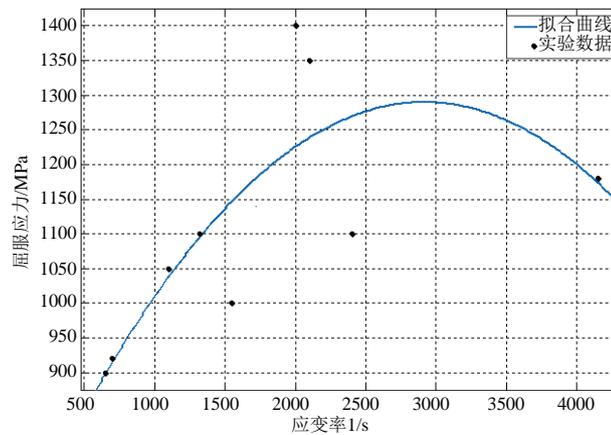


Figure 4. The relation between strain rate and dynamic yield strength of TRIP steel

图 4. TRIP 钢应变率与动态屈服强度关系

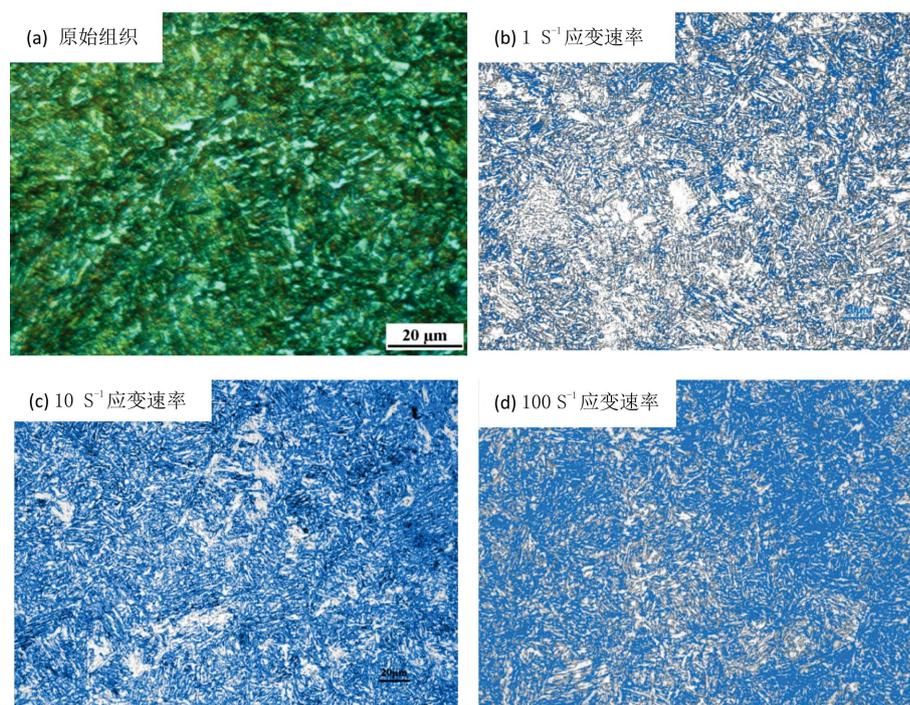


Figure 5. Microstructure under different strain rate
图 5. 不同应变速率下的微观组织

Table 2. The dynamic mechanics property of TRIP steel
表 2. TRIP 材料动态实验结果

牌号	屈服强度 MPa	最大压缩应力 MPa	最大应力时 应变%	动态强度积 MPa%	平均应变率 S^{-1}
	980	1135	5.8	5684	490
	1000	1426	12.1	12,100	1000
TRIP 钢	1100	1648	18.4	20,240	1550
	1460	2063	24.5	35,770	2000
	1180	2132	34.9	41,182	4150

组织又变粗。在高速变形过程中，试样中贝氏体组织中的板条会发生变形、断裂及位移。随着应变速率增大，发生断裂的趋势增大(图 6)。

应变率 $500 S^{-1}$ 时以条束状的粒状贝氏体为主，图 6(a)铁素体白色或淡黄色。图中黑色或深黄色的组织有可能是富碳奥氏体在冷却过程的转变产物。在条束之间，呈条状或颗粒状的颜色接近淡青色的为奥氏体。应变率 $1000 S^{-1}$ 时，奥氏体呈短条状或粒状，颜色较浅，条束的断裂及位移较明显，见图 6(b)中的红色标记显示变形的贝氏体条束。应变率 $1500 S^{-1}$ 时，贝氏体组织的组织细小均匀，图 6(c)中的红色标记中的条束呈断续状，条束发生断裂形成的。此外还可以看到条束的弯曲、断裂与位移，细小的条束之间存在很小的奥氏体。应变率 $2000 S^{-1}$ 时的组织以贝氏体为主，组织细小，存在少量板条马氏体，如图 6(d)中箭头所指。奥氏体非常细小，TRIP 钢在 $2000 S^{-1}$ 应变率下动态屈服强度明显、动态强塑积最高，具有较高的吸能效应。应变率 $4000 S^{-1}$ 组织较粗大，组织以贝氏体为主，存在少量奥氏体以及深黄色或黑色的未知组织，贝氏体板条大幅度变形、产生明显的断裂及位移。

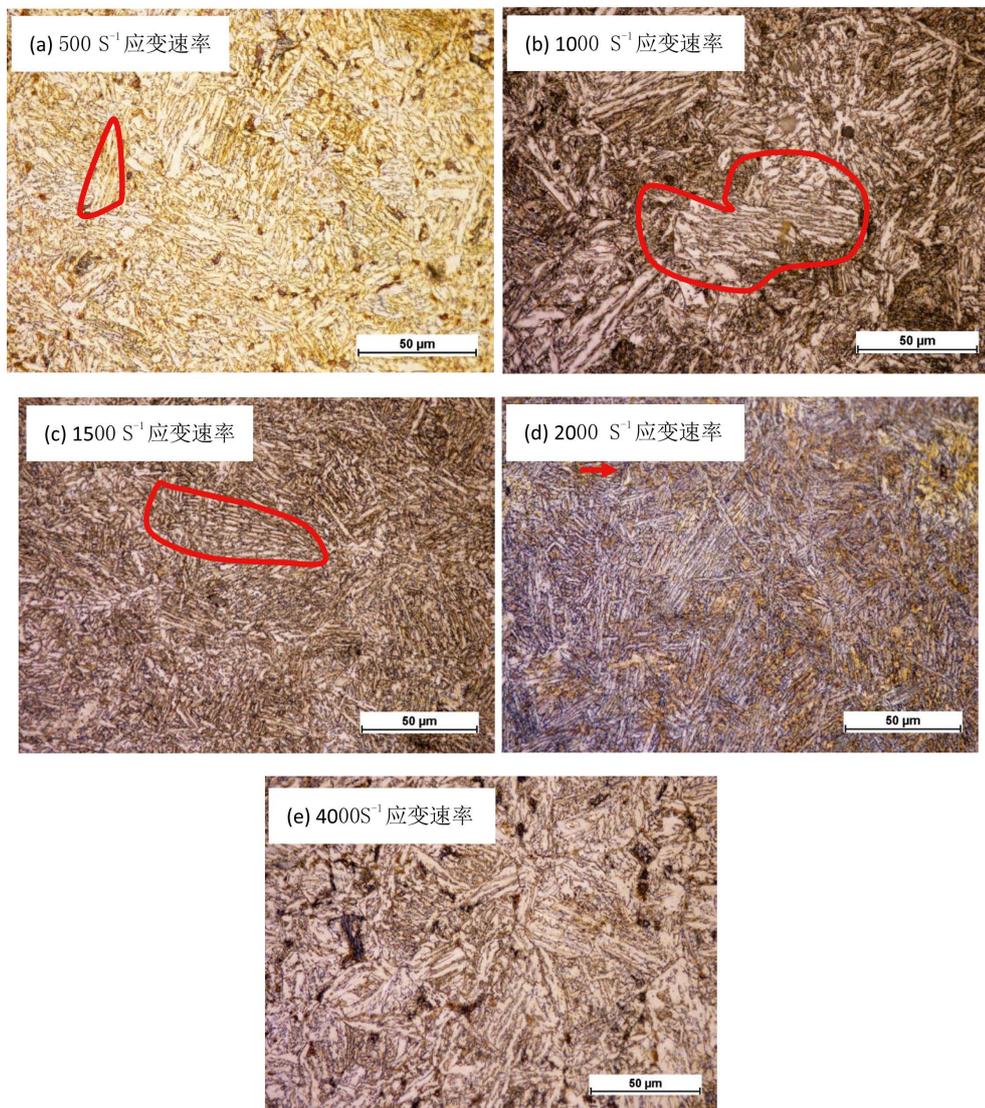


Figure 6. Microstructure under different strain rate
图 6. 不同应变率下的微观组织

3.3. 扫描电镜分析

应变 500 S^{-1} 时(图 7(a)), 残余奥氏体分布在铁素体相中间, 呈岛状, 与其它的铁素体、贝氏体相隔离, 由于钢中含有 Si, 使得存在于铁素体板条间的奥氏体由于富碳而呈岛状分布, 贝氏体中铁素体排列是平行的; 应变 1000 S^{-1} 时(图 7(b)), 亚稳残余奥氏体随变形进程增加而减少, 呈断续薄片状分布, 应变诱发马氏体少量地逐步地形成[3] [4]; 应变 1500 S^{-1} 时(图 7(c)), 相邻板条间的位相差大约为 $6\sim 18$ 度; 应变率 2000 S^{-1} 时(图 7(d)、图 7(e)), 晶界等处形成马氏体, 应变率 4000 S^{-1} 时(图 7(d)、图 7(e)), 形状变化而在马氏体周围发生的塑性协调造成的。

3.4. XRD 分析

图 8 为材料在应变率 500 、 1000 、 1500 、 2000 、 4000 S^{-1} 下组织 XRD 图, 通过 X-Ray 分析可以看出随着应变率的提高, 表示 Ar 组织的 $\theta = 43^\circ$, A (111), $\theta = 49^\circ$, A (200), $\theta = 73^\circ$, A (220) 的衍射峰所包

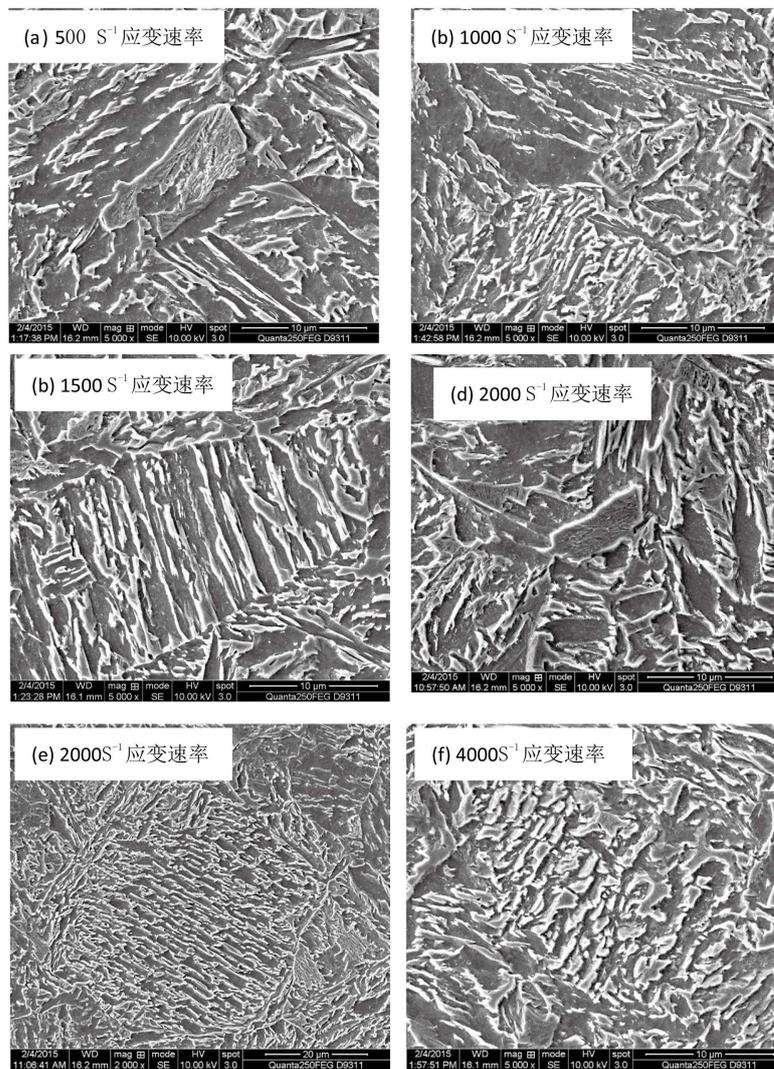


Figure 7. The SEM microstructure under different strain rate
图 7. 不同应变率下的 SEM 组织

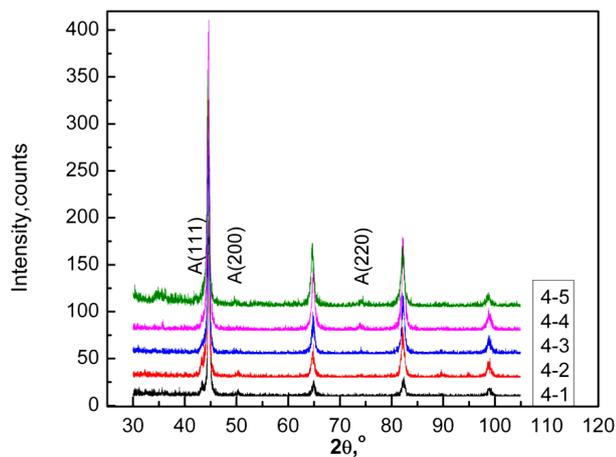


Figure 8. XRD patterns under different strain rate
图 8. 不同应变率下的 XRD 衍射花样

围的面积逐渐降低,说明 Ar 的含量随应变率的增加而降低,残余奥氏体逐步发生诱发马氏体相变,材料的动态强韧性逐渐提高,这和组织分析、动态性能测试结果相一致,在应变率 2000 S^{-1} 时,显示贝氏体 + 马氏体含量的主峰明显增高,图中箭头所示,在应变率 4000 S^{-1} 时,显示贝氏体、马氏体含量的主峰降低,验证了应变率 $1500\sim 2500\text{ S}^{-1}$,是发生 TRIP 效应的重要阶段。

4. 结论

1) TRIP 钢在 2000 S^{-1} 应变率下动态屈服强度明显、动态强塑积最高,具有较高的吸能效应。应变率 4000 S^{-1} 组织较粗大,组织以贝氏体为主,存在少量奥氏体以及深黄色或黑色的未知组织,贝氏体板条大幅度变形、产生明显的断裂及位移。

2) 应变率 $1500\sim 2500\text{ S}^{-1}$ 之间,发生明显 TRIP 效应,在此应变率下 TRIP 钢充分的发挥了的应变强化、应变硬化、相变强化效应。TRIP 效应是含有室温稳定存在的残余奥氏体在组织变形过程中,通过应力诱发残余奥氏体向马氏体逐步转变而引入相变强化和塑性增长,残余奥氏体的转变成为影响总延伸率的主要因素之一,这与不同应变率下残余奥氏体的转变数量和时机有很大关系。

参考文献 (References)

- [1] Fischer, F.D., Reisner, G., Werner, E., Tanaka, K., Cailletaud, G. and Antretter, T. (2000) A New View on Transformation Induced Plasticity. *International Journal of Plasticity*, **16**, 723-748. [http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00078-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00078-9)
- [2] Kuziak, R., Kawalla, R. and Waengler, S. (2008) Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, **8**, 103-117. [http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)
- [3] 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体[M]. 北京: 科学出版社, 1999.
- [4] Chiou, S.T., Cheng, W.C. and Lee, W.S. (2004) The Analysis of the Microstructure Changes of a Fe-Mn-Al Alloy under Dynamic Impact Tests. *Materials Science and Engineering*, **386**, 460-467. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(04\)01026-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(04)01026-3)