**DOI:** 10.11858/gywlxb.20251057

# 温度对 Invar36 合金力学性能及层裂损伤的影响

唐泽明[1,2], 胡建波[2], 胡昌明[2], 陈 森[2]

(1. 西南科技大学材料与化学学院, 四川 绵阳 621010;
2. 中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理全国重点实验室, 四川 绵阳 621999)

**摘要:** 通过平板冲击实验和微观表征技术, 系统探究了温度对 Invar36 合金层裂行为的影响。利用一级轻气炮加载平台结合高温加热装置, 测量了 20～300 ℃ 温度范围内不同偏析方向样品的自由表面速度剖面及层裂强度变化规律。结果表明, Invar36 合金的层裂强度随温度升高呈线性下降, 高温显著弱化了其动态抗拉性能。微观损伤分析显示, 室温下孔洞沿元素偏析带成核并扩展, 而高温时损伤集中在晶界处, 高温削弱了偏析的约束作用, 且热激活位错运动促进了材料软化。研究结果揭示了温度对层裂强度和损伤机制的核心作用, 为高温冲击环境下 Invar36 合金的抗失效设计提供了理论支撑。

**关键词:** Invar36 合金; 层裂; 元素偏析; 温度依赖性

**中图分类号:** O521.2; O382.3 **文献标志码:** A

Invar36 合金因在室温附近具有极低的热膨胀系数而被广泛应用于精密仪器、航空航天及卫星设备中[1−3]。研究表明, Invar36 合金热膨胀系数异常现象源于其晶格热力学行为与磁性异常的耦合机制[4]。Hausch 等[5] 通过超声波技术对弹性常数进行了精确测量, 首次发现了弹性软化与磁性转变之间的因果关系。当温度超过居里温度(约为 230℃)时, 材料磁性转变导致沿 [110] 方向传播的弹性常数显著改变, 这种现象会对其动态力学响应造成影响。

层裂作为动态拉伸应力导致的内部断裂现象, 是材料在冲击载荷下失效的重要形式之一, 其强度受微观结构、加载条件及温度等多种因素的共同影响[6−9]。通过分析冲击波加载下的层裂现象, 可研究材料在微秒级或更短加载时间下的动态拉伸强度。Savinykh 等[10] 研究了铬锰镍钢由温度变化引起的马氏体-奥氏体相变中的动态弹性极限和层裂强度, 结果表明, 由于钢的内部结构发生了变化, 马氏体相钢的层裂强度比奥氏体相钢的强度高 25%～30%。Zaretsky 等[11] 研究了钨基重合金的高温冲击响应, 发现合金的层裂断裂是由其基体强度控制的, 且在高温下, 基体中的位错运动可能完全由热激活控制。此外, Zaretsky[12] 还研究了高温下高纯镍和商业镍的层裂强度与动态屈服强度的温度依赖性, 发现在镍的居里点附近, 磁性转变高纯度镍的屈服强度骤增 2 倍, 而商业镍的屈服强度骤降为原屈服强度的 1/3。然而, 针对极端冲击载荷下温度对 Invar36 合金层裂行为的影响机制还缺乏系统性研究, 低热膨胀系数对其力学性能的影响也不明确。

本研究将通过平板冲击实验测量 2 种元素偏析方向的 Invar36 合金在高温环境下的层裂行为。其中, 将加热装置设计成高达 400 ℃ 的精确控温, 以系统获取层裂强度随温度的变化规律, 再结合回收样品的表征分析, 阐明温度对 Invar36 合金动态力学性能的作用机制。

* **收稿日期:** 2025-03-21; **修回日期:** 2025-04-21
**基金项目:** 国家重点研发计划(2021YFB3802303); 四川省自然科学基金(2025NSFTD0006)
**第一作者:** 唐泽明(2001—), 男, 硕士研究生, 主要从事材料动态力学行为研究. E-mail: 13086371176@163.com
**通信作者:** 胡昌明(1974—), 男, 博士, 研究员, 主要从事高压物理与力学研究. E-mail: cmhu@caep.cn
陈 森(1993—), 男, 博士, 副研究员, 主要从事高压物理与力学研究. E-mail: senchen02@163.com

# 1　实验材料与方法

## 1.1　实验材料

本实验采用 Invar36 合金棒材作为研究对象，图 1 系统展示了材料的微观组织和成分分布特征。通过电子背散射衍射（electron backscattering diffraction, EBSD）技术进行分析。图 1(a) 的反极图（inverse pole figure, IPF）表明，材料具有等轴晶粒结构并含大量退火孪晶，经统计得到初始样品的平均晶粒尺寸约为 23 μm；图 1(b) 的近重位点阵（coincidence site lattice, CSL）图证明，退火孪晶取向差角为 60°，属于 Σ3 晶界；电子探针显微分析（electron probe microanalysis, EPMA）图则揭示了轴向截面的镍元素分布呈现明显的带状偏析特征，如图 1(c) 和图 1(d) 所示。

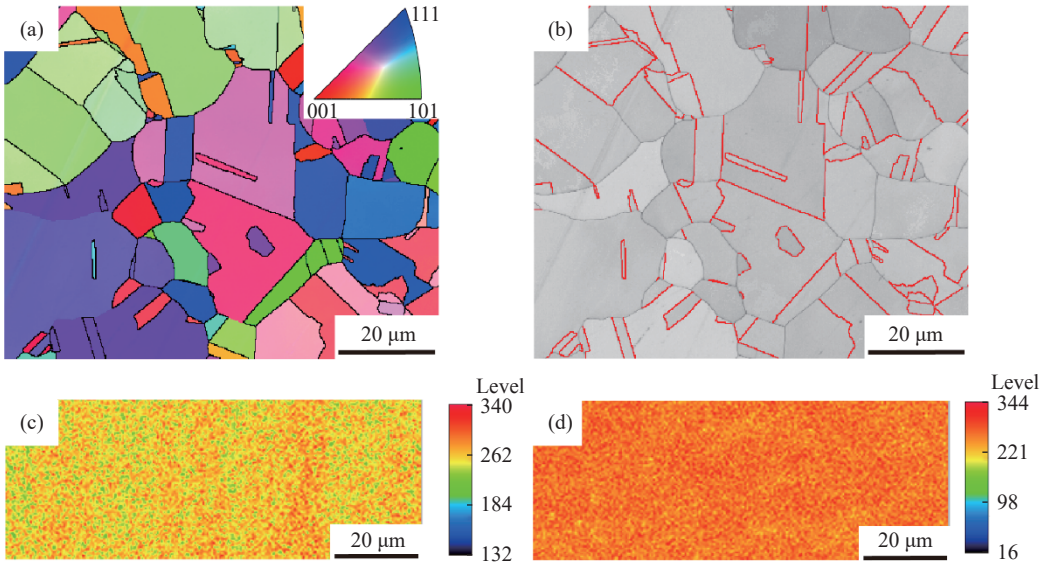



图 1　Invar36 合金的初始表征结果：(a) IPF 图、(b) CSL 图、(c) 轴向样品的 EPMA 图和 (d) 径向样品的 EPMA 图

Fig. 1　Initial characterization results of Invar36 alloy: (a) IPF map, (b) CSL map, (c) axial sample EPMA map and (d) radial sample EPMA map

采用阿基米德法测得常温下材料的初始密度 $\rho_0$= 8.11 g/cm$^3$。采用超声波脉冲回波法[13] 测得轴向（axial direction, AD）和径向（radial direction, RD）的纵波声速 $C_L$ 分别为 4839 和 4862 m/s，横波声速 $C_T$ 分别为 2 703 和 2 701 m/s；根据体波声速公式$C_B = \sqrt{C_L^2 - \frac{4}{3}C_T^2}$计算得到相应的 $C_B$ 分别为 3 698 和3 730 m/s；而后，计算得到泊松比 $\nu$ 分别为 0.273 和 0.277[14]。

## 1.2　实验方法

采用⌀14 mm 的一级轻气炮开展平板冲击实验[15]，以压缩氦气为动力驱动飞片撞击样品。为了提高加载过程中样品的初始温度，在平面冲击实验的基础上，额外设计了一套加热系统，用以研究不同偏析方向 Invar36 合金的高温层裂行为。从直径为 13 mm 的棒上切下直径为 10 mm、厚度为 1.5 mm 的圆片作为测试样品，其中，轴向方向样品为样品 Ⅰ，径向方向样品为样品 Ⅱ。图 2 为样品预热组件结构示意图。使用外径 16 mm、内径 10 mm 的陶瓷加热环加热样品，在约 5 min 内将样品加热至 300 ℃。在开展实验之前，使用 2 个热电偶测试温度分布。以布置在陶瓷加热环边缘的热电偶为该加热方案的标准温度，通过位于样品中心后表面上的热电偶监测温度。在所有测试温度下，若 2 个热电偶的读数差在 5 ℃ 以内，则说明加热是均匀的。实验过程中靶室维持真空状态，以避免高温氧化对光纤信号的干扰。为了减少热传导，样品环通过 3 个螺钉固定到安装环上，最终与气炮炮口实现模块化对接，弹丸飞片的材质为铜，厚度为 0.75 mm。实验程序与常规平板冲击实验保持一致。

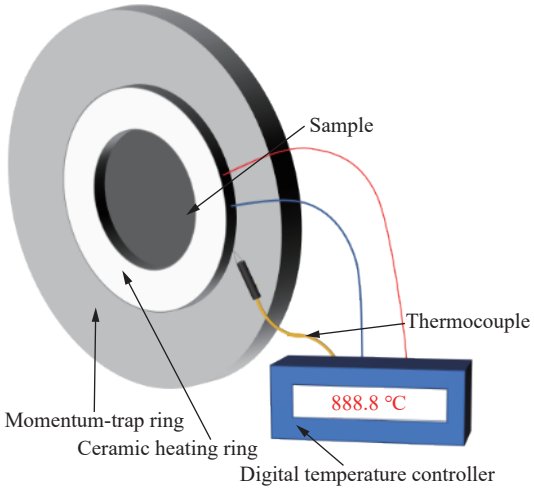



图 2　加热装置示意图

Fig. 2　Schematic diagram of the heating apparatus

## 2　结果与讨论

### 2.1　自由表面速度剖面解析

分别在 20～300 ℃ 温度范围内对 2 种不同方向的样品各进行 3 次实验，共开展了 6 次层裂回收实验。图 3(a) 和图 3(b) 分别展示了 2 个方向 Invar36 合金的自由表面速度分布。实验结果表明，在 20～300 ℃ 温度范围内，2 种样品均未出现相变波，仅观察到弹性前驱波（*OA*）、塑性波（*AB*）、冲击平台（*BC*）、卸载（*CD*）和层裂回拉（*DE*）阶段。关于波系作用与自由面速度历史曲线的对应关系已在之前的研究[16] 中说明。

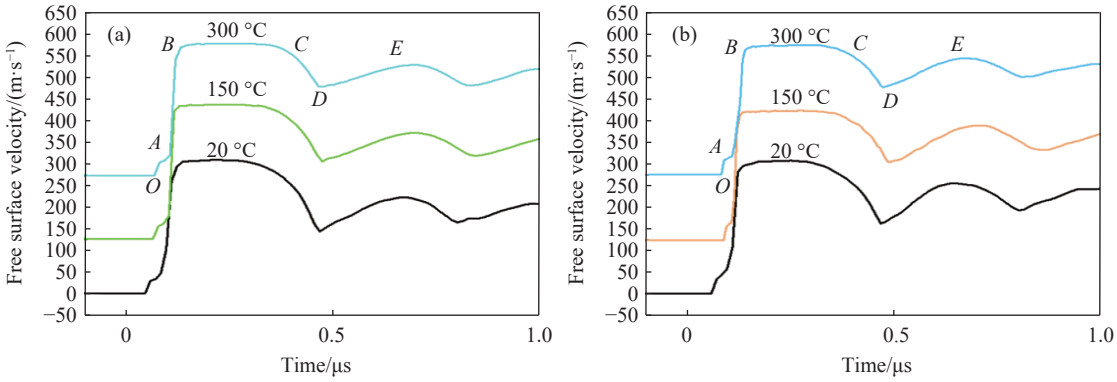



图 3　不同温度下 (a) 样品 Ⅰ 和 (b) 样品 Ⅱ 的自由面速度剖面

Fig. 3　Free surface velocity profiles of (a) sample Ⅰ and (b) sample Ⅱ at different temperatures

图 3 中样品 *C* 点与 *D* 点的自由面速度之差 Δ*u* 为回拉速度，可以看出，在所有情况下，Δ*u* 与温度密切相关，即随着温度的升高，Δ*u* 迅速下降，其与层裂强度密切相关，表明样品的层裂强度随温度的升高而降低。此外，在达到最小值后，速度上升至第 1 个峰值的速率（*DE* 的斜率）也表现出显著差异。这种斜率改变的现象与样品损伤相关，而高温下自由面速度的较低斜率表明空隙生长速率较低。研究表明，高温下空穴增长速率的降低是由于材料黏度随温度升高而增加所致[17]。

对于同种类型的样品，从获得的速度剖面可以看出，弹性前驱波振幅在室温和高温下几乎保持不变。然而，其他金属材料的弹性前驱波振幅会随着温度的变化而变化[18]。Invar36 合金的独特之处在于，在大气温度和压力下具有极低的热膨胀特性。由于热膨胀源于离子相互作用能量的非简谐效应[19]，因此 Invar36 合金中这些项的贡献被显著抑制。Invar36 合金抑制声子非简谐效应的能力与其受位错滑移

阻力的影响密切相关，因为声子-位错散射和热弹性阻尼均源于非简谐效应[20]。此外，非简谐效应的增强会降低声波群速度，从而抑制弹性波的传播。在高温或高加载速率等极端条件下，这种效应更为显著，因为声子的平均自由程会减小，导致非简谐声子散射增强。因此，位错和弹性波的阻力是非简谐性的结果。

## 2.2　材料参数的温度依赖性

实验中记录的 2 个方向 Invar36 合金的所有速度剖面均显示出由回拉速度 $\Delta u$ 信号表现出的层裂特征。基于回拉速度信号 $\Delta u$，可以计算出 2 个方向 Invar36 合金的层裂强度 $\sigma_{sp}$。然而，在分析高温冲击波数据之前，需要先测得 Invar36 合金的热膨胀系数，如图 4 中的热膨胀结果所示。从热膨胀结果可以明显发现，当温度超过 200 ℃ 时，样品长度变化更加剧烈。基于图 4 中热膨胀曲线上近似切线的交点分析，热膨胀行为的转变点在 230 ℃ 的居里点附近，与材料从铁磁性到顺磁性的相变过程对应[21]。

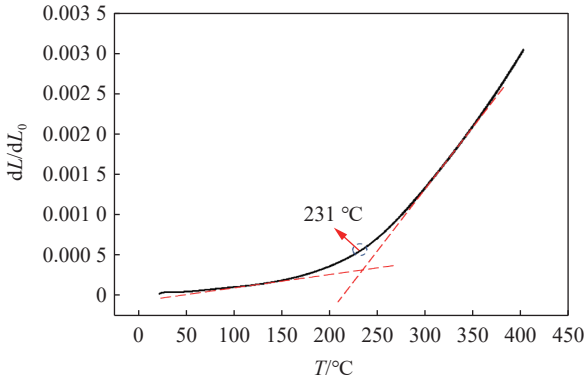



图 4　常压下 Invar36 合金的热膨胀行为

Fig. 4　Thermal expansion behavior of Invar36 alloy

温度改变时样品的体积也会发生改变，利用热膨胀系数可以对密度进行温度校正，具体公式[17] 为

$$\rho T=\frac{\rho_0}{1+3\alpha T} \tag{1}$$

式中：$T$ 为温度，$\alpha$ 为线性热膨胀系数。鉴于现有文献缺乏该合金弹性模量温度依赖性的数据，本研究基于立方晶体弹性理论，通过文献 [5] 中的数据获取不同温度下 3 个弹性常数 $C_{11}$、$C_{12}$ 和 $C_{44}$，并通过体积模量和剪切模量计算弹性模量，从而得到弹性模量与温度的关系。其中，剪切模量 $G$ 与弹性常数的关系式为

$$G=\frac{1}{2}(G_{\mathrm{V}}+G_{\mathrm{R}})=\frac{1}{10}[(C_{11}-C_{12})+3C_{44}]+\frac{5C_{44}(C_{11}-C_{12})}{6(C_{11}-C_{12})+8C_{44}} \tag{2}$$

体积模量 $B$ 与弹性常数的关系式为

$$B=\frac{1}{2}(B_{\mathrm{V}}+B_{\mathrm{R}})=\frac{1}{3}(C_{11}+2C_{12}) \tag{3}$$

式中：$G_{\mathrm{V}}$、$B_{\mathrm{V}}$分别为基于 Voigt 模型估算的等效剪切模量和等效体积模量，$G_{\mathrm{R}}$、$B_{\mathrm{R}}$分别为基于 Reuss 模型估算的等效剪切模量和等效体积模量。

由剪切模量和体积模量得到弹性模量 $E$，其表达式[22] 为

$$E=\frac{9BG}{3B+G} \tag{4}$$

估算弹性模量随温度 $T$ 的变化为

$$E(T)=a\Delta T+E_0 \tag{5}$$

式中：$E_0$ 为推导得到的 0 ℃ 时的初始体积模量，$E_0$=14.879 GPa；$a$ 为弹性模量的温度导数，$a$=0.004 05。表 1 列出了 Invar36 合金的密度和弹性常数随温度的变化情况。

Invar36 合金的温度相关纵向声速 $C_{\mathrm{L}}$ 和横波声速 $C_{\mathrm{T}}$ 通过推导出的弹性常数[23] 进行计算

$$C_{\mathrm{L}}=\sqrt{\frac{E_{\mathrm{T}}}{\rho_{\mathrm{T}}}}\sqrt{\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}} \tag{6}$$

**表 1　密度和弹性模量的参数数据**

**Table 1　Parameter data of density and elastic modulus**

| $T$/℃ | $\rho_0$/(g·cm$^{-3}$) | $E$/GPa |
|---|---|---|
| 20 | 8.110 | 14.960 |
| 150 | 8.102 | 15.487 |
| 300 | 8.020 | 16.094 |

$$C_{\mathrm{T}}=\sqrt{\frac{E_T}{2(1+\gamma)\rho_T}} \tag{7}$$

式中：体波声速 $C_{\mathrm{B}}$ 由横波和纵波声速计算得到。这些参数对于准确估计层裂强度极其重要。

层裂强度描述了材料抵抗动态拉伸破坏的能力。由于平板冲击实验中无法直接测量内部应力，因此，层裂强度$\sigma_{\mathrm{sp}}$通常通过声学方法[24–25] 推导得出

$$\sigma_{\mathrm{sp}}=\rho_0 C_{\mathrm{L}}\Delta u\frac{1}{1+\dfrac{C_{\mathrm{L}}}{C_{\mathrm{B}}}} \tag{8}$$

再加速(*DE*)阶段反映了材料在层裂过程中的损伤成核和演化特性，包括孔洞或孤立裂纹的独立生长与合并。可以通过 *DE* 的斜率[26] 估算

$$a_{\mathrm{ra}}=\left.\frac{\mathrm{d}u_{\mathrm{fs}}(t)}{\mathrm{d}t}\right|_{DE} \tag{9}$$

式中：$a_{\mathrm{ra}}$为 *DE* 阶段的再加速率，$u_{\mathrm{fs}}$为自由面速度，$t$ 为时间。

通过以上公式，表 2 总结了 Invar36 合金自由面速度剖面的解析结果，其中，$u_{\mathrm{imp}}$ 为冲击速度。结果表明，层裂强度($\sigma_{\mathrm{sp}}$)与温度($T$)呈线性负相关，即

$$\sigma_{\mathrm{sp}}=\sigma_x-\alpha_x T \tag{10}$$

式中：$\sigma_x$和 $\alpha_x$ 为拟合参数。样品 Ⅰ 中，$\sigma_{\mathrm{Ⅰ}}$=2.84 GPa，$\alpha_{\mathrm{Ⅰ}}$=0.003 7；样品 Ⅱ 中，$\sigma_{\mathrm{Ⅱ}}$=2.47 GPa，$\alpha_{\mathrm{Ⅱ}}$=0.002 7。但是，磁性转变似乎没有对 Invar36 合金的力学性能产生明显影响。

**表 2　层裂回收实验的实验参数**

**Table 2　Experimental parameters for the spall recovery experiments**

| Materials | $T$/℃ | $C_{\mathrm{L}}$/(km·s$^{-1}$) | $C_{\mathrm{T}}$/(km·s$^{-1}$) | $C_{\mathrm{B}}$/(km·s$^{-1}$) | $u_{\mathrm{imp}}$/(km·s$^{-1}$) | $\Delta u$/(km·s$^{-1}$) | $\sigma_{\mathrm{sp}}$/GPa | $a_{\mathrm{ra}}$/(m·s$^{-2}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Sample Ⅰ | 20 | 4.839 | 2.703 | 3.698 | 0.295 | 0.165 | 2.810 | 4.51 |
| | 150 | 4.904 | 2.740 | 3.747 | 0.300 | 0.133 | 2.289 | 3.45 |
| | 300 | 5.024 | 2.807 | 3.839 | 0.299 | 0.101 | 1.763 | 2.75 |
| Sample Ⅱ | 20 | 4.862 | 2.701 | 3.730 | 0.292 | 0.145 | 2.482 | 6.68 |
| | 150 | 4.926 | 2.736 | 3.780 | 0.290 | 0.118 | 2.045 | 5.14 |
| | 300 | 5.047 | 2.803 | 3.873 | 0.294 | 0.097 | 1.705 | 4.22 |

从图 5 可以看出，该线性关系揭示了温度对层裂抗力的主导作用机制。在层裂的初始阶段，包括大量空隙或裂纹成核及其生长，而裂纹扩展阻力由裂纹周围的流动应力控制，所以高温会引起更强烈的孔洞成核，从而降低层裂强度。此外，随着温度的升高，元素偏析对层裂强度的影响减弱，很可能在高温下材料中的损伤形式由热激活机制主导。

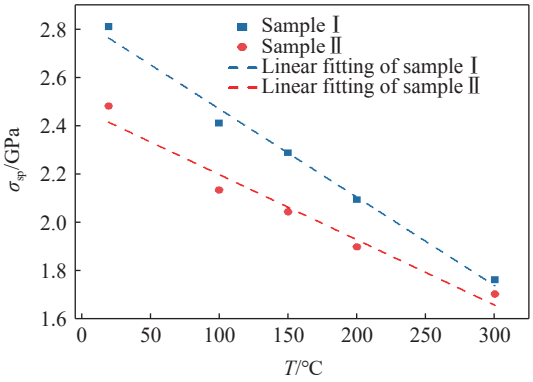



图 5　层裂强度和温度的拟合关系

Fig. 5　Spall strength as a function of temperature

## 2.3　回收样品的微观结构分析

为探究偏析方向与温度对 Invar36 合金损伤演化的耦合作用，对回收样品进行光学显微观测和 EBSD 表征。从图 6 中的光学显微照片可以看出：室温条件下，样品呈现最小损伤特征；高温条件下，损伤程度增加与材料的软化现象相关。这一现象可归因于点缺陷在高温下的自发成核，随着温度升高，部分原子获得足够能量脱离晶格平衡位置，迁移至表面或内部缺陷位置，如孔洞、晶界、位错等，降低了空隙成核的应力阈值[17]，且热激活位错运动促进了塑性流动，加速损伤累积。此外，不同偏析方向的样品损伤形貌明显不同，元素偏析带约束了孔洞的生长方向[27]。而轴向方向的样品受热软化和元素偏析带的共同影响，层裂面被再压回，在 300 ℃ 时表现出较低的损伤程度。

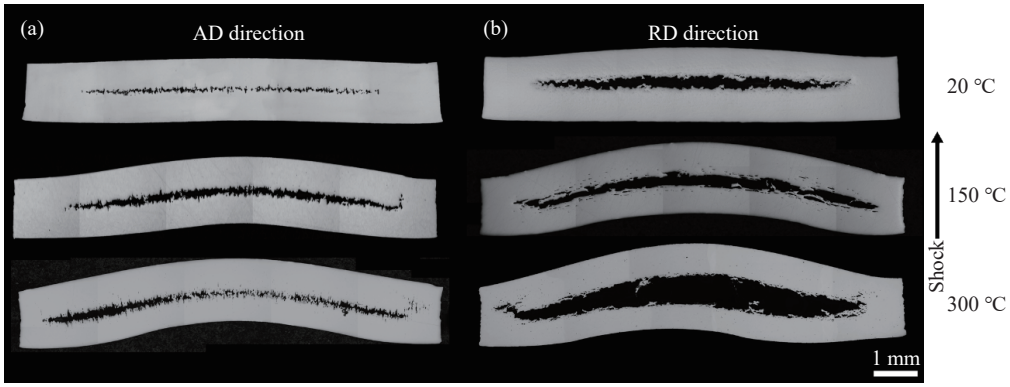



图 6　回收样品的光学显微镜表征

Fig. 6　Optical microscopy characterization of recycled samples

对经不同初始温度加载后回收的样品 Ⅰ 和样品 Ⅱ 进行了 EBSD 表征，如图 7 和图 8 所示。与初始微观结构（图 1(a)）相比，2 种样品的晶粒尺寸和形貌在回收后基本保持不变，但是微观损伤机制明显改变。室温条件下，孔洞在晶界处和晶界内均成核（图 7(a) 和图 8(a) 中的白色圆圈），并沿偏析带方向分别扩展为轴向样品的微裂纹与径向样品的微孔洞，表明元素偏析对损伤路径具有约束作用。此外，结合图 6 光学显微镜照片可以发现，径向样品的损伤程度更高，这是由于径向样品的加载方向与偏析带垂直，在相同的冲击速度下，偏析带作为弱化区域加速孔洞的形成，从而使样品 Ⅱ 的层裂强度降低。

300 ℃ 条件下，孔洞优先在晶界处成核，如图 7(c) 和图 8(c) 中的红色圆圈处所示，大晶粒内部几乎无损伤，表明晶界为层裂薄弱区域，同时温度升高导致元素扩散加速，削弱了元素偏析对孔洞生长的钉扎约束。此外，孔洞周围晶粒呈现显著取向梯度，如图 7 和图 8 中黄色方框处所示，表明几何必需位错（geometrically necessary dislocations, GNDs）局域化聚集[28]，且高温样品中色差区域面积增多，GNDs 密度

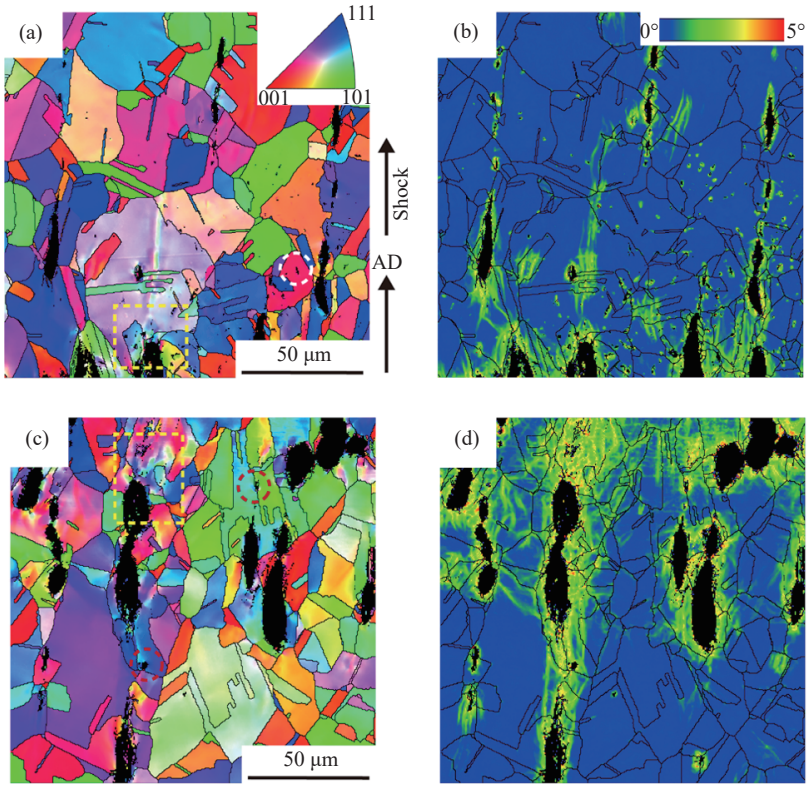



图 7　回收样品Ⅰ的 EBSD 表征结果: 常温下的 IPF 图 (a) 和 KAM 图 (b), 300℃ 下的 IPF 图 (c) 和 KAM 图 (d)

Fig. 7　EBSD characterization results of recycled sample Ⅰ: IPF map (a) and corresponding KAM map (b) at room temperature; IPF map (c) and corresponding KAM map (d) at 300 ℃

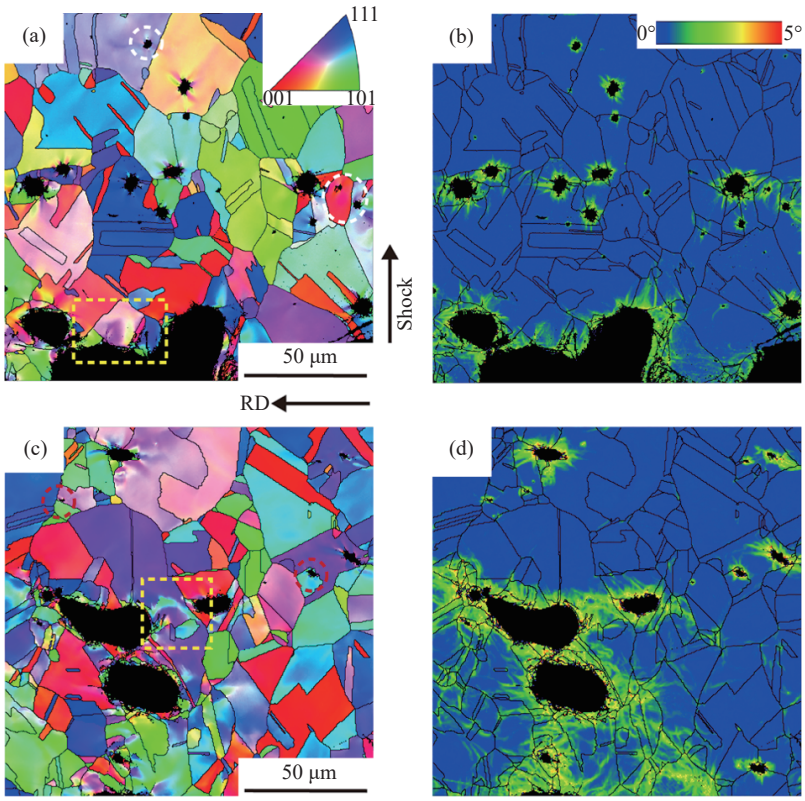



图 8　回收样品Ⅱ的 EBSD 表征结果: 常温下的 IPF 图 (a) 和 KAM 图 (b), 300℃ 下的 IPF 图 (c) 和 KAM 图 (d)

Fig. 8　EBSD characterization results of recycled sample Ⅱ: IPF map (a) and corresponding KAM map (b) at room temperature; IPF map (c) and corresponding KAM map (d) at 300 ℃

更高，这与热激活位错运动密切相关。通过孔洞附近的晶粒核平均取向差（kernel average misorientation, KAM）图可以直观地发现，300 ℃ 加载下样品在孔洞或裂纹附近存在更为严重的塑性变形，说明升高温度促进了位错运动，有利于孔洞的成核、生长与裂纹的形成。结合图 5 的层裂强度-温度曲线可以发现，损伤模式从室温的“偏析导向型”转变为高温的“晶界主导型”，导致样品 Ⅰ 与样品 Ⅱ 的层裂强度和温度拟合线斜率有显著差异。

## 3　结　论

通过常温和高温下的平板冲击实验，研究了温度对不同偏析方向 Invar36 合金动态响应的影响。Invar36 合金的层裂强度随温度升高呈线性下降趋势，表明高温显著削弱了材料抵抗动态拉伸破坏的能力。高温条件下，孔洞优先在晶界处成核，晶粒内部损伤减少，损伤模式转变为晶界主导型，且削弱了元素偏析带对孔洞生长的约束作用。在居里温度附近，未观察到磁性转变对力学性能的显著影响，层裂强度与温度的线性关系未出现拐点。本研究揭示了温度对 Invar36 合金层裂强度与损伤机制的主导作用，为极端高温冲击载荷下金属材料的动态失效预测与优化设计提供了理论依据。

## 参考文献：


[1] SMITH R J, LEWI G J, YATES D H. Development and application of nickel alloys in aerospace engineering [J]. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 2001, 73(2): 138–147.

[2] YU Y C, CHEN W Q, ZHENG H G. High-temperature oxidation behavior and formation mechanism of rolling cracks of Fe-36Ni invar alloy [J]. High Temperature Materials and Processes, 2013, 32(1): 83–88.

[3] NAGAYAMA T, YAMAMOTO T, NAKAMURA T. Thermal expansions and mechanical properties of electrodeposited Fe-Ni alloys in the invar composition range [J]. Electrochimica Acta, 2016, 205: 178–187.

[4] ALERS G A, NEIGHBOURS J R, SATO H. Temperature dependent magnetic contributions to the high field elastic constants of nickel and an Fe-Ni alloy [J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 1960, 13(1/2): 40–55.

[5] HAUSCH G, WARLIMONT H. Single crystalline elastic constants of ferromagnetic face centered cubic Fe-Ni invar alloys [J]. Acta Metallurgica, 1973, 21(4): 401–414.

[6] KANEL G I, RAZORENOV S V, BOGATCH A, et al. Spall fracture properties of aluminum and magnesium at high temperatures [J]. Journal of Applied Physics, 1996, 79(11): 8310–8317.

[7] LUO S N, AN Q, GERMANN T C, et al. Shock-induced spall in solid and liquid Cu at extreme strain rates [J]. Journal of Applied Physics, 2009, 106(1): 013502.

[8] LI C, YANG K, TANG X C, et al. Spall strength of a mild carbon steel: effects of tensile stress history and shock-induced microstructure [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 754: 461–469.

[9] 罗小平, 李绪海, 唐泽明, 等. 冲击应力和脉宽对 NbTiZr 中熵合金层裂的影响 [J]. 高压物理学报, 2024, 38(6): 19–28.
LUO X P, LI X H, TANG Z M, et al. Effects of shock peak stress and pulse duration on spall damage of NbTiZr medium-entropy alloy [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2024, 38(6): 19–28.

[10] SAVINYKH A S, GARKUSHIN G V, RAZORENOV S V, et al. Influence of the temperature-induced martensitic-austenitic transformation on the strength properties of high-alloy steels under dynamic loading [J]. Combustion, Explosion, and Shock Waves, 2015, 51(1): 124–129.

[11] ZARETSKY E B, FRAGE N, RATZKER B, et al. Impact response of a tungsten heavy alloy over 23−1 100 ℃ temperature range [J]. Journal of Applied Physics, 2021, 129(12): 125902.

[12] ZARETSKY E B. Impact response of nickel in the 150−1 150 K temperature range [J]. Journal of Applied Physics, 2009, 105(9): 093508.

[13] THOMAS S A, HAWKINS M C, MATTHES M K, et al. Dynamic strength properties and alpha-phase shock Hugoniot of iron and steel [J]. Journal of Applied Physics, 2018, 123(17): 175902.

[14] 谭华. 实验冲击波物理 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2018: 190−191.
TAN H. Experimental shock wave physics [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2018: 190−191.

［15］洪逸非, 李绪海, 吴凤超, 等. 冲击加载-卸载-再加载条件下 Cr-Ni-Mo 钢的层裂损伤 [J]. 高压物理学报, 2024, 38(5): 117–126.
HONG Y F, LI X H, WU F C, et al. Spall damage of Cr-Ni-Mo steel under shock-release-reloading conditions [J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2024, 38(5): 117–126.
［16］ZHANG Z G, CHEN S, HONG Y F, et al. Multi-scale damage mechanism of hierarchically structured high-strength martensitic steels under shock loading [J]. International Journal of Plasticity, 2024, 175: 103945.
［17］WANG Y G, JIANG Z X, XING M Z, et al. Dynamic yield and spallation properties of aluminum alloys at different temperatures [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 596: 222–228.
［18］ZARETSKY E B, KANEL G I. Yield stress, polymorphic transformation, and spall fracture of shock-loaded iron in various structural states and at various temperatures [J]. Journal of Applied Physics, 2015, 117(19): 195901.
［19］CHEN L, SWIFT D C, AUSTIN R A, et al. Temperature dependence of dynamic deformation in FCC metals, aluminum and invar [J]. AIP Conference Proceedings, 2017, 1793(1): 110008.
［20］SWINBURNE T D, DUDAREV S L, SUTTON A P. Classical mobility of highly mobile crystal defects [J]. Physical Review Letters, 2014, 113(21): 215501.
［21］CHEN C Y, XIE Y C, LIU L T, et al. Cold spray additive manufacturing of Invar 36 alloy: microstructure, thermal expansion and mechanical properties [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 72: 39–51.
［22］HILL R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate [J]. Proceedings of the Physical Society. Section A, 1952, 65(5): 349–354.
［23］HANIM S, KLEPACZKO J R. Numerical study of spalling in an aluminum alloy 7020-T6 [J]. International Journal of Impact Engineering, 1999, 22(7): 649–673.
［24］JIAO Z Y, LI Z G, WU F C, et al. Phase transition, twinning, and spall damage of NiTi shape memory alloys under shock loading [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 869: 144775.
［25］HONG Y F, ZHANG J, WU F C, et al. Coupling between phase transition and spallation in hierarchically structured high-strength martensitic steels under shock loading [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2024, 309: 110431.
［26］CHENG J C, QIN H L, LI C, et al. Deformation and damage of equiatomic CoCrFeNi high-entropy alloy under plate impact loading [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862: 144432.
［27］MA L, LIU J Y, LI C, et al. Effects of alloying element segregation bands on impact response of a 304 stainless steel [J]. Materials Characterization, 2019, 153: 294–303.
［28］KOUBE K D, KENNEDY G, BERTSCH K, et al. Spall damage mechanisms in laser powder bed fabricated stainless steel 316L [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 851: 143622.

# Influence of Temperature on Mechanical Properties and Spall Damage of Invar36 Alloy

TANG Zeming[1,2], HU Jianbo[2], HU Changming[2], CHEN Sen[2]

（1. *School of Materials and Chemistry*, *Southwest University of Science and Technology*, *Mianyang* 621010, *Sichuan*, *China*;
2. *National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics*, *Institute of Fluid Physics*, *China Academy of Engineering Physics*, *Mianyang* 621999, *Sichuan*, *China*）

**Abstract:** This study systematically investigated the effects of temperature on the spall behavior of Invar36 alloy through plate impact experiments and microstructural characterization techniques. Utilizing a single-stage light gas gun loading platform combined with a high-temperature heating device, the experiments measured free surface velocity profiles and spall strength variations in samples with different segregation orientations within the temperature range of 20 ℃ to 300 ℃. Results demonstrate that the spall strength of Invar36 alloy exhibits a linear decrease with increasing temperature, with elevated temperatures significantly

weakening its dynamic tensile resistance. Microstructural damage analysis reveals that at room temperature, voids nucleate and propagate along element segregation bands, while high-temperature damage concentrates at grain boundaries. Elevated temperatures reduce the constraining effect of segregation and facilitate material softening through thermally activated dislocation motion. The research elucidates the central role of temperature in governing spall strength and damage mechanisms, providing a theoretical foundation for failure-resistant design of Invar36 alloys under high-temperature impact conditions.

**Keywords:** Invar36 alloy; spall; element segregation; temperature dependence