

镍基单晶高温合金磨削表面白层的形成规律

徐运超, 巩亚东, 田近民, 张伟健

(东北大学 机械工程与自动化学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 表面完整性对零件的服役性能和寿命影响至关重要,但是目前仍缺乏关于单晶高温合金加工过程中微观组织演化机制的研究. 本文对单晶高温合金磨削过程中的磨削力与温度进行采集,同时对亚表面微观组织以及显微硬度进行表征,研究了表面白层特性. 结果表明,在试验参数范围内磨削力和温度随着磨削深度的增加呈现显著上升的趋势,白层和塑性变形层厚度随着磨削深度和进给速度的增加而增大. 白层与塑性变形层之间发生元素扩散现象,导致白层富含Al和Ta元素. 磨削之后表面显微硬度有所提高,其硬化程度随着磨削深度和进给速度的增加而提高.

关键词: 镍基单晶高温合金;磨削;白层;元素扩散;加工硬化

中图分类号: TH 161 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2024)09-1301-08

Formation of White Layer on the Grinding Surface of Ni-Based Single Crystal Superalloy

XU Yun-chao, GONG Ya-dong, TIAN Jin-min, ZHANG Wei-jian

(School of Mechanical Engineering & Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: GONG Ya-dong, E-mail: gongyd@mail.neu.edu.cn)

Abstract: Surface integrity is very important to the service performance and lifespan of parts, but research of the microstructure evolution mechanism of single crystal superalloy during machining is still lacking. The grinding force and temperature of single crystal superalloy were collected, and the microstructure changes and microhardness on the grinding subsurface were characterized. The characteristics of the white layer were studied as well. The results showed that in the range of test parameters, the grinding force and temperature increase remarkably with the grinding depth increasing, and the thickness of the white layer and the plastic deformation layer increases with the increase of grinding depth and feed speed. The element diffusion is found between the white layer and the plastic deformation layer, resulting in rich Al and Ta elements in the white layer. The surface microhardness increases after grinding, and the hardening degree rises with the increase of grinding depth and feed speed.

Key words: Ni-based single crystal superalloy; grinding; white layer; element diffusion; work hardening

镍基高温合金在高温下具有优异的抗疲劳及蠕变性能,已经广泛应用于航空航天、自动化、军工等制造领域^[1]. 通过 Bridgman 晶体生长法制备的单晶高温合金消除了横向晶界,大幅提高了零件的服役温度,常用于航空发动机的热端部件^[2]. 由于原材料和模具价格昂贵,航空制造商对

于零件质量要求严苛,采用精铸方法制备的单晶高温合金往往不需要粗加工,表面只需磨削或者抛光即可投入使用. 然而磨削加工伴随着较大的磨削力和磨削热,对于存在大量强化相的高温合金极易引起亚表面损伤和变质层^[3]. 研究^[4]表明磨削诱导的亚表面损伤和变质层等微观组织演

收稿日期: 2024-04-24

基金项目: 国家自然科学基金联合基金资助项目(U1908230); 辽宁省教育厅基金资助项目(JYTQN2023117).

作者简介: 徐运超(1991-),男,河南新乡人,东北大学博士研究生; 巩亚东(1958-),男,辽宁本溪人,东北大学教授,博士生导师.

化对零件的力学性能和耐磨损性能影响较大.截至目前,关于磨削诱导单晶高温合金零件表面变质层产生机制的研究仍缺乏关注,值得深入探讨.

白层是磨削加工诱导表面变质层最典型的特征.所谓白层,是一种在光学显微镜下或者电子显微镜下相对基体呈现白色衬度的变质层.对于白层的形成原因,Griffiths^[5]认为主要有3种观点.首先第一种观点认为机械加工过程中零件表面形成高温后又快速冷却,产生类似于淬火热处理的相变效果.例如,Österle等^[6]通过计算确定了加工区接触点的温度能够达到1700 K,在磨削过程中局部区域温度接近熔点并快速淬火冷却.第二种观点认为机械加工过程中高温和大应变率导致表面产生了晶粒细化行为.例如,Liao等^[7]发现白层内部形成了30~300 nm的细晶粒,其产生原因是切削刃与材料接触区域强烈热-机械载荷导致的.第三种观点认为机械加工过程中表面与外界环境发生了氧化反应.例如,Zhang等^[8]通过对干铣削后GH 4169高温合金表面元素检测发现白层内C、O和Fe元素含量增加.此外,关于机械加工参数对白层以及表面硬度的影响仍没有一致性的定论.大多数学者认为,高切削速度将会产生大量的切削热,从而会引起表面加工硬化现象.但是仍有部分学者持不同的观点.例如,Bosheh等^[9]通过实验获得当切削速度达到100~700 m/min时,切削温度会随着切削速度的增大而减小,相应的白层厚度降低.Veldhuis等^[10]认为当切削速度超过40 m/min时材料表面会产生软化效果.截至目前,对于白层的形成原因还没有形成定论,特别是对于表面无晶界特征的单晶高温合金,其白层形成机制需要进一步讨论.

国内外研究学者对上述问题进行了研究,但目前对于机械加工诱导表面完整性的认识和解释仍需进一步探索.关于磨削过程中强烈热-机械载荷诱导单晶高温合金微观组织演变的报道很少,磨削参数对表面微观组织的影响规律尚不完全清楚.因此,有必要对单晶高温合金磨削过程进行深入研究.本文通过对单晶高温合金磨削过程磨削力和磨削温度的采集,阐明微观组织变化现象,探讨表面元素扩散以及加工硬化行为,为进一步解释白层形成原因以及微观组织演变对高温合金力学性能的影响提供合理解释.

1 试验材料及设备

1.1 试验材料

试验材料为中国科学院金属研究所研制的第二代镍基单晶高温合金DD5,合金的化学成分见表1.采用Bridgman方法制备沿[001]晶向定向生长的合金,利用劳厄判定法检测合金的取向偏差小于7°.合金铸造之后采用标准热处理(均质化(1300 °C/2 h,空冷)、三级时效(1120 °C/4 h,空冷+1080 °C/4 h,空冷+900 °C/4 h)),以获得均匀的组织.采用慢走丝电火花加工设备将合金切割成尺寸为15 mm×8 mm×5 mm的零件,以备后续的磨削加工试验使用.图1a显示为单晶合金典型的微观组织,在光学显微镜低倍下观察可以看到沿[001]方向生长的枝晶组织.图1b在扫描电镜高倍下可以看到 γ' 相均匀分布,与 γ 相共格析出. γ' 相多为尺寸小于1 μm 的立方体,在 γ 通道相上有序排列.图1c~1d元素分析可以看出,Co, Cr, Re等元素主要存在于 γ 相中,质量分数分别为11.67%, 14.27%和8.89%.而Al, Ta等元素主要存在于 γ' 相中,质量分数分别为5.77%和7.28%.

表1 DD5合金化学成分(质量分数)

									%
Al	Cr	Co	Ti	Mo	Ta	W	Re	Ni	
6.2	7.0	7.5	0.1	1.5	6.5	5.0	3.0	余量	

1.2 磨削加工试验

磨削加工试验在平面磨床M7120A上进行,磨削加工面为合金(001)晶面,试验参数如表2所示.根据课题组之前的研究^[11],立方氮化硼(CBN)磨粒具有自锐性好且导热效率高的优点,有助于提高镍基高温合金加工质量以及缓解散热问题.因此磨削工具采用220#CBN树脂结合剂砂轮以减少磨削热损伤.砂轮外圆直径为200 mm,宽度为5 mm,厚度为5 mm,浓度100%.试验对三向磨削力进行实时采集,使用设备为Kistler 9257b多向测力仪,试验装置如图2所示.采用可磨式半人工双极热电偶对磨削区的温度进行实时监测,试验装置如图3所示.试验中所采用的测温设备为半人工制备的K型热电偶,由直径为0.2 mm的镍铬丝和镍硅丝组成.使用厚度为0.025 mm的云母片将热电偶丝之间以及热电偶与工件之间隔开,以作为高温绝缘层.采用SLC-1700箱式马弗

炉对热电偶丝的热电特性进行标定,图4为本试验拟合半人工制备热电偶丝热电势 U 与温度 t 的对应关系曲线.

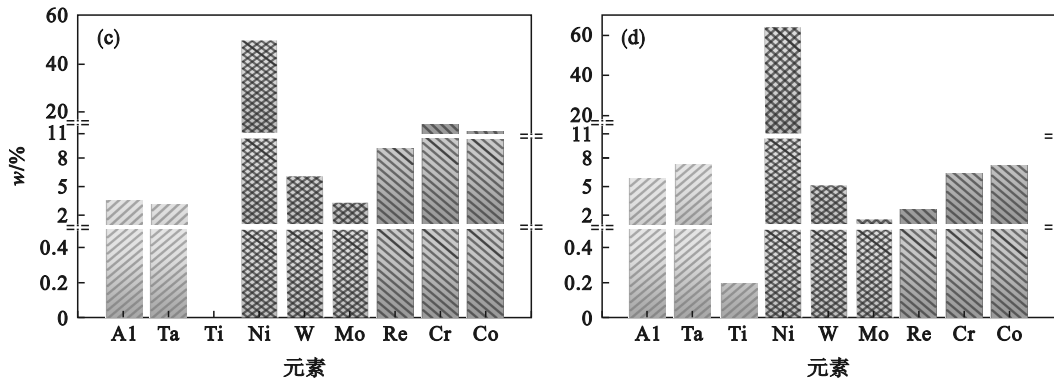
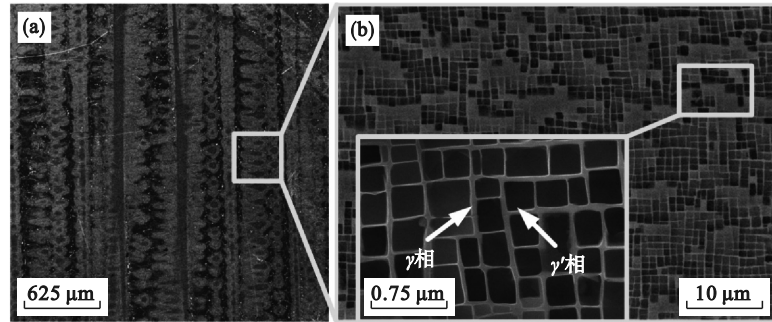


图 1 单晶高温合金原始微观组织及元素含量

Fig. 1 Original microstructure and element content of single crystal superalloy

(a)—低倍图; (b)—高倍图; (c)— γ 相元素含量; (d)— γ' 相元素含量.

表 2 单晶高温合金磨削加工参数

Table 2 Grinding parameters of single crystal superalloy

序号	磨削速度 v_s $m \cdot s^{-1}$	磨削深度 a_p μm	进给速度 v_f $m \cdot min^{-1}$
1	15.7	50	0.6
2	20.9	50	0.6
3	26.1	50	0.6
4	31.4	50	0.6
5	26.1	10	0.6
6	26.1	20	0.6
7	26.1	100	0.6
8	26.1	50	0.2
9	26.1	50	0.4
10	26.1	50	0.8

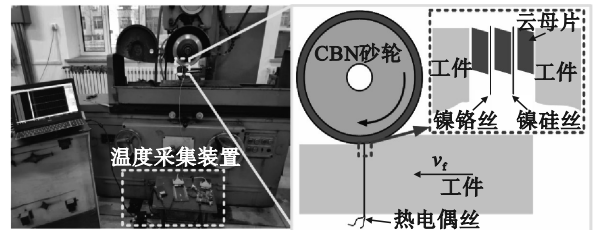


图 3 磨削温度采集装置

Fig. 3 Grinding temperature acquisition device

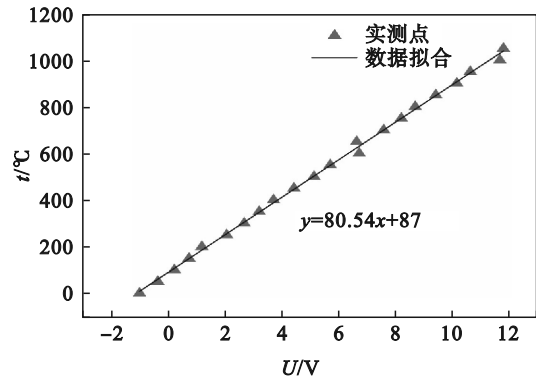


图 4 半人工热电偶的标定

Fig. 4 Calibration of the semi-artificial thermocouple

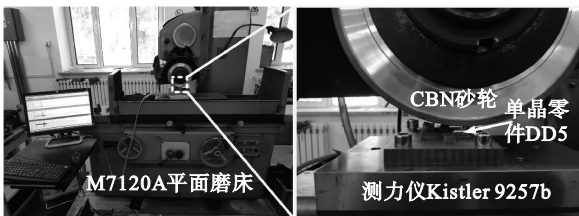


图 2 磨削力采集装置

Fig. 2 Grinding force acquisition device

1.3 材料表征

使用粒度为 $5 \sim 38 \mu m$ 的 SiC 水溶性砂纸对磨

削亚表面研磨,在配比为 20 mL HCL+20 mL H₂O+4 g CuSO₄的溶液中利用擦拭法进行化学腐蚀.之后利用MIRA3型场发射扫描电子显微镜在 20 kV 加速电压的条件下检测磨削亚表面的微观组织形貌.同时利用扫描电子显微镜中能谱系统对磨削前后亚表面微观组织的元素含量进行定量表征.此外由于显微硬度检测对表面光洁度以及应力状态要求较高,且加工影响区存在残余应力,因此在硬度测试之前采用 50 nm 二氧化硅悬浮液对表面进行机械抛光,以去除残余应力对硬度测试的影响.表面显微硬度的测试沿深度方向进行采集.测试采用 DUH-211 型动态超显微硬度计,试验力为 0.098 N,保持时间为 10 s.同一深度位置的硬度至少记录 5 次,以计算平均值.

2 试验结果及分析

2.1 磨削力和磨削温度

图 5 为单晶高温合金切向磨削力 F_t ,法向磨削力 F_n 随磨削速度的变化情况.可以看出,当磨削深度 a_p 和进给速度 v_f 一定时,法向磨削力和切向磨削力随着磨削速度 v_s 的增大而减小.这是由于在砂轮去除率恒定的条件下,磨削速度的提高使得未变形切屑厚度降低.磨粒的实际切削深度减小,产生切屑受到的阻力将会下降,因此磨削力随之减小.而近表面处的温度随着磨削速度的增加而有所提高,该结果与磨削力的变化规律有所不同.这是由于在磨削过程中,磨削弧区的温度主要来自参与切削的磨粒与工件之间强烈摩擦产生的热量.虽然提高磨削速度一定程度上降低了磨削抗力,但是随着砂轮转速的提高,磨粒与工件材料接触的频率提高.单位时间内磨削弧区参与切削的磨粒数量提高,产生的摩擦热相应地增加,因此磨削温度呈现上升的趋势.此外,当磨削速度提高时也会导致砂轮堵塞,造成磨削弧区热量的累积.当磨削速度增加到 31.4 m/s 时,磨削弧区温度能够达到 815 °C.

图 6 为磨削速度 v_s 和进给速度 v_f 一定时,磨削力随磨削深度 a_p 的变化情况.由图 6 可知,当磨削深度增加时,法向磨削力和切向磨削力都随之提高.这是由于随着磨削深度的增加,未变形切屑厚度随之增大,因此磨粒的有效磨削深度提高.磨削过程中形成的切屑厚度随之变大,磨粒前刀面受到的阻力增加.同时磨削弧区磨粒与工件的接触面积增加使得摩擦力增大,进而影响砂

轮磨削力.随着磨削深度的增加,磨削区温度增幅较为明显.这是由于当其他参数一定时,砂轮磨削深度增加导致未变形切屑厚度提高,磨粒的有效磨削深度增加.同时有效接触弧长增大,工件材料的磨削抗力增加,使得磨粒与工件材料的摩擦热相应地提高.当磨削深度 a_p 为 100 μm 时,利用热电偶检测到的表面温度达到 961 °C.磨削深度的增大使得磨削温度显著增加,要大于提高磨削速度对磨削温度的影响程度.因此当实际加工选择磨削参数时,在保证加工效率的前提下尽量选择较小的磨削深度,以防止磨削烧伤.

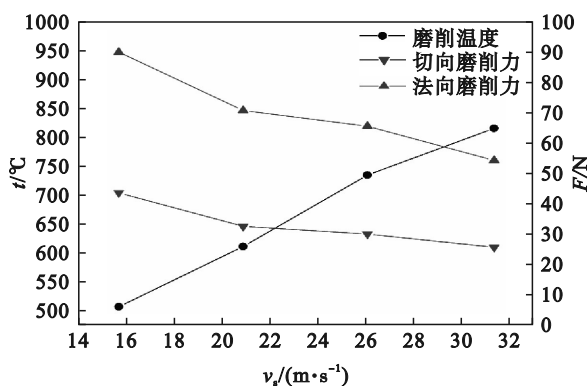


图 5 磨削温度和磨削力随磨削速度的变化

Fig. 5 Changes of grinding temperature and grinding force with grinding speed

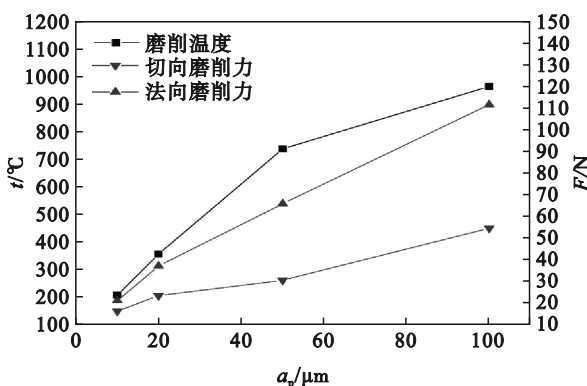


图 6 磨削温度和磨削力随磨削深度的变化

Fig. 6 Changes of grinding temperature and grinding force with grinding depth

如图 7 所示,当磨削速度 v_s 和磨削深度 a_p 一定时,磨削力随着进给速度 v_f 的增加呈现上升的趋势.这是由于进给速度的提高使得未变形切屑厚度增加,磨粒与工件的接触弧长增大,形成的切屑厚度增加,从而磨粒受到的阻力以及摩擦力也随之增大.温度曲线表明随着工件移动速度的提高,磨削弧区温度具有下降的趋势.这是由于在去除率一定时,提高工件进给速度使得砂轮磨粒与磨削弧区的接触时间变短,磨削热传入工件

的时间也会相应降低.同时,较大的移动速度使得磨屑被快速移出磨削区,减少了磨屑传入工件的热量.但是,较大的进给速度使得单颗磨粒未变形切屑厚度增大,磨削抗力急剧上升,导致表面加工质量较差.在选择磨削参数时不仅要考虑磨削温度的变化,同时要避免磨削抗力增加,影响表面加工质量.因此在实际磨削镍基单晶高温合金时,可以适当提高磨削速度,而选择较小的磨削深度以及适当的工件进给速度.合适的磨削参数可以降低磨削抗力,减小磨削热,从而避免磨削烧伤以及提高表面加工质量.

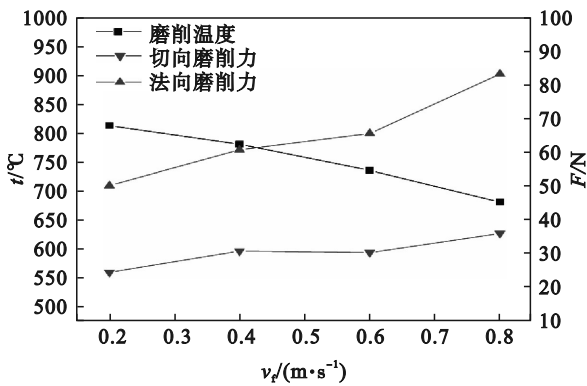


图 7 磨削温度和磨削力随进给速度的变化

Fig. 7 Changes of grinding temperature and grinding force with feeding speed

2.2 表面微观组织变化

图 8 为当磨削参数 $v_s=26.1$ m/s, $a_p=50$ μ m, $v_f=0.6$ m/min 时,采用扫描电子显微镜 (SEM) 获

得的单晶零件磨削亚表面典型微观组织特征.图 8a 显示在磨粒的挤压和耕犁作用下,亚表面组织发生了严重的塑性变形,磨削表面下方形成了梯度组织,分别为白层、塑性变形层以及基体.图 8b 显示该磨削参数下形成的白层厚度约为 3.57 μ m,白层内部无明显特征,形成 γ' 相贫化区.白层之下为塑性变形层,此区域内存在材料的塑性流动痕迹, γ 相和 γ' 相产生明显的变形.可以发现白层与塑性变形层之间过渡区的 γ 相和 γ' 相被拉长,呈现破碎状.图中箭头所指的区域存在偏转的滑移迹线,偏转方向平行于磨削方向. γ 相和 γ' 相的立方晶格结构被穿过的滑移迹线撕裂,这是材料受到流动应力产生剪切应变的典型特征^[7].图 9 为白层和塑性变形层厚度 (d) 随磨削参数的变化规律,需要说明的是厚度值是统计了同一参数下至少 20 处不同位置的平均值.可以发现磨削深度和进给速度对白层厚度的影响较大.随着磨削深度和进给速度的增大,白层厚度呈现逐渐增加的趋势.其中磨削深度的作用尤为明显.当磨削深度较小时,表面几乎不形成白层,当磨削深度达到 100 μ m 时,形成的亚表面白层厚度最大,接近 6.31 μ m.而磨削速度对塑性变形层厚度有较大影响,当磨削速度较小时塑性变形层厚度达到了最大值 16.56 μ m.随着磨削速度的提高,塑性变形层厚度迅速下降到 6 μ m 左右,显示出较小的剪切应变程度.

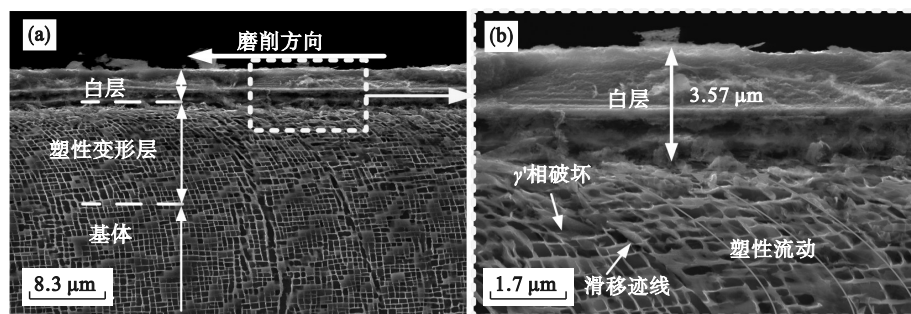


图 8 磨削诱导表面微观组织变化的典型特征

Fig. 8 Typical characteristics of microstructure change on the surface induced by grinding (a)—低倍图; (b)—高倍图.

选取白层、塑性变形层以及靠近基体区域的 γ' 相和 γ 相进行元素分析,选取点的位置如图 10a 所示,磨削亚表面点元素含量分析结果如图 10b~10f 所示.结果表明与未变形组织相比,白层 γ' 相贫化区内 A 点的 Al 和 Ta 元素质量分数分别提高到 7.26% 和 6.92%,Cr 和 Co 元素质量分数分

别减少到 8.74% 和 8%.白层上 B 点也存在 Al, Ta 元素质量分数增加,而 Cr, Co 元素质量分数减少的现象.塑性变形层内 C 点 γ' 相的 Al 和 Ta 元素质量分数分别减少到 2.25% 和 1.90%,而 Cr, Co, Re 元素的质量分数分别增加到 16.91%, 14.17% 和 7.59%.同样,塑性变形层内 D 点也存在类似的

现象.随着深度增加,靠近基体的E点元素质量分数与材料原始元素质量分数相差不大.表明在大应变速率和高温条件下,塑性变形层 γ 相的Al和Ta元素向白层扩散.同时,白层中的Cr,Co和Re元素向塑性变形层 γ' 相扩散.为了详细地阐述磨削表面的元素扩散行为,对图11a所示的磨削表面进行线扫描元素分析.从图11b~11c的元素线扫描

结果可以看出,在磨削表面以下3.62 μm 区域内发生了元素偏析现象.偏析深度值与图8b中所示的白层厚度(3.57 μm)基本一致.在该区域内 γ' 相的形成元素Al和Ta质量分数的峰值高于塑性变形层该元素的含量,并在接近塑性变形层时有明显降低的趋势.相比之下,Cr,Co和Re元素含量在白层与塑性变形层的过渡区域有明显提高的趋势.

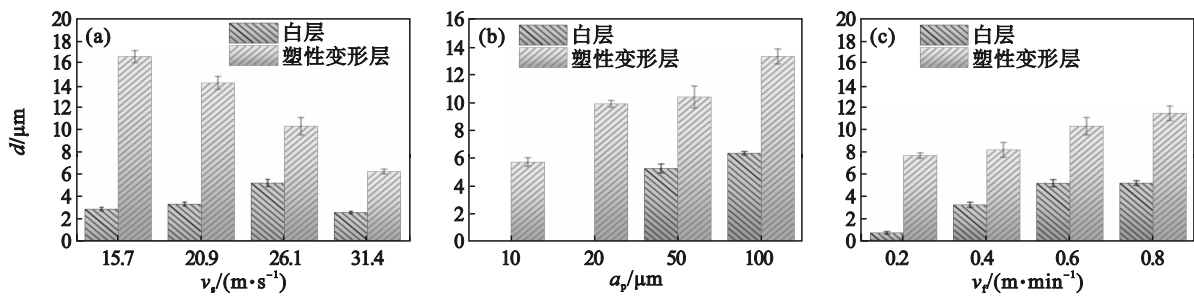


图9 磨削参数对白层和塑性变形层厚度 d 的影响

Fig. 9 Influence of grinding parameters on thickness of the white layer and the plastic deformation layer

(a)—磨削速度; (b)—磨削深度; (c)—进给速度.

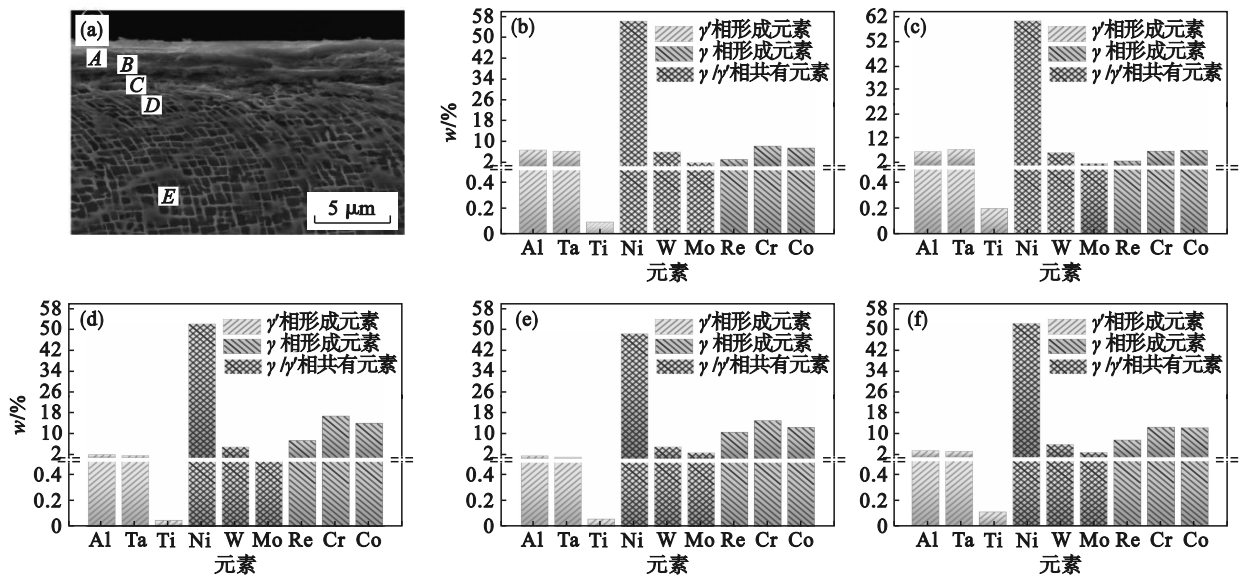


图10 磨削亚表面点元素含量

Fig. 10 Element content of points on the ground subsurface

(a)—选取点位置; (b)—A点; (c)—B点; (d)—C点; (e)—D点; (f)—E点.

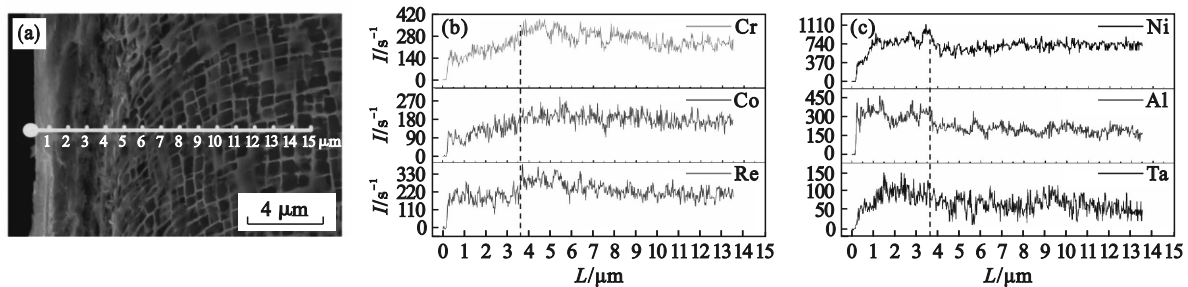


图11 磨削亚表面沿线分布的元素含量

Fig. 11 Element content along the lines on the ground subsurface

(a)—选取线位置; (b)— γ 相形成元素; (c)— γ' 相形成元素.

根据文献报道, γ' 相的形成元素 Al 和 Ta 的原子半径较大, 而 γ' 相中 Cr 和 Co 元素的原子半径较小, 在高温下合金元素会出现“上坡扩散”现象^[12]. 详细来讲, 在高温和大应变下因施加应力引起的晶格畸变促进了 γ' 相形成元素 Al 和 Ta 的向上扩散, 即元素向平行于应力轴的基体相中转移. 同时 γ 相中的 Cr, Co 和 Re 元素沿垂直于应力轴的方向扩散, 即向着 γ' 相转移, 形成元素的对流扩散. 由于热-机械载荷的不均匀分布, 深层的 Al 和 Ta 元素总是向上层 γ' 相贫化区迁移, 而 Re, Cr 和 Co 元素则向相反方向扩散. Wang 等^[13] 在 GTD-111 镍基高温合金热等静压过程中发现相似的现象, 即 γ' 相形成元素 (Al, Ti 和 Ta) 向 γ' 贫化区迁移, 而 γ 相的形成元素 (Co, W, Mo 和 Cr) 向反方向扩散到蠕变空腔的表面. 随着压力的增大, γ' 相的形成元素向 γ' 贫化区扩散的数量增加, 而向相反方向扩散的 γ 相形成元素也随之增多. 根据文献^[12] 描述, 假设应力引起的晶格应变能等于原子间势能, 提供元素扩散的驱动力等于原子间势能 (ΔV) 之和. 则界面能 (ΔG)、外加应力引起的 γ/γ' 相间失配应力 ($\Delta\delta$) 之间符合等式

$$F = \Delta V + |\Delta G| + |\Delta\delta|. \quad (1)$$

将 ΔV , ΔG 和 $\Delta\delta$ 扩展可以得到

$$F = \frac{2A}{3\alpha_0} \left[1 - \frac{E}{(E + \sigma_a)} \right] + |\Omega dS| + \left(\frac{B}{2E} \right) (\sigma_a - \sigma_{mis})^2. \quad (2)$$

式中: α_0 为无应力状态下 γ/γ' 相的平均晶格参数; A, B 为常数; E 为弹性模量; σ_a 为施加应力; σ_{mis} 为 γ/γ' 界面间的失配应力; Ω 为 γ/γ' 相之间的单位面积界面能; dS 为 γ/γ' 相界面的总面积变化量. 式 (2) 中第一项为晶格应变能, 第三项为失配应力, 两者都是由外部应力引起的, 其大小随外部应力的增大而增大. 第二项表示磨削前后因 γ/γ' 相之间界面面积变化所产生的界面能. 因此, 可以认为磨削过程中元素的扩散速率与作用

在 γ/γ' 相上的外加应力和热量有关. 例如当磨削深度增加时, 磨削表面的应力以及磨削热较大, 为元素扩散提供足够的驱动力, 促进 γ/γ' 相界面中的 Al, Ta 等元素转移, 在磨削表面形成 Al, Ta 富集的白色层.

2.3 表面显微硬度变化

图 12 所示为不同磨削参数下亚表面沿深度方向的硬度值曲线. 从图中可以看出在试验参数范围内, 亚表面沿深度方向的硬度呈现下降趋势. 随着磨削深度以及进给速度的增加, 表面加工硬化程度逐渐加剧. 当磨削参数 $v_s=26.1$ m/s, $a_p=100$ μm , $v_f=0.6$ m/min 时, 材料表面的硬度值达到 5 970 MPa, 相比基体材料的硬度提高了 18.2%. 在磨削过程中, 磨粒与磨削面之间产生了强烈热-机械载荷, 从而增加了表面位错密度, 造成大量的磨削热和严重的塑性变形. 在磨削深度较大时, 磨削弧区温度和磨削抗力都随之提高, 经过反复而快速的高温冷却过程之后, 加工表面相当于经历了淬火的过程, 表面组织在磨粒的反复挤压、剪切作用下, 晶格产生畸变, 晶粒被拉长、破碎, 导致了白层的形成. 而进给速度的增加导致外加载荷的提高, 在外力作用下加工表面产生较大的应力, 位错运动速度加剧, 引起多个位错源的同时开动. 位错密度增大将使得位错向更深的材料内部运动, 变质层厚度随之增大, 相应的硬化程度增加. 分析磨削参数对表面白层的影响规律可以认为, 磨削深度增加使得磨削温度和磨削力都提高, 热-机械载荷导致表面发生元素扩散现象, 导致表面产生加工硬化现象. 磨削速度增加使得表面温度提高, 但是磨削力相应地减小, 塑性变形层厚度降低, 使得表面加工硬化程度相对较低. 进给速度的提高虽然一定程度上减小了磨削热, 但是磨削力增加, 应变率增大, 导致塑性变形层厚度增大, 最终产生相对较严重的硬化程度.

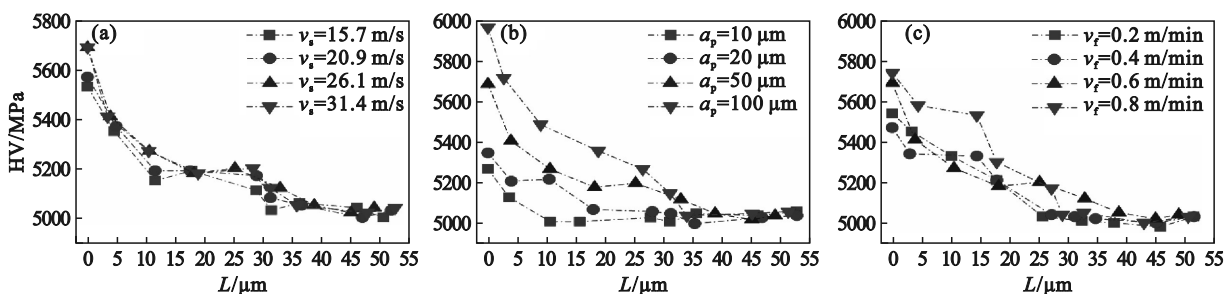


图 12 亚表面显微硬度随磨削参数的变化规律

Fig. 12 Variation of microhardness on the subsurface with grinding parameters

(a) 磨削速度; (b) 磨削深度; (c) 进给速度.

3 结 论

1) 在试验参数范围 ($v_s=15.7\sim 31.4$ m/s, $a_p=10\sim 100$ μm , $v_f=0.2\sim 0.8$ m/min) 内, 单晶高温合金法向和切向磨削力随着磨削深度和进给速度增加而增大, 随着磨削速度的提高有降低的趋势. 磨削温度随着磨削速度和磨削深度的增加而增大, 随着工件进给速度的提高有下降趋势. 当磨削参数 $v_s=26.1$ m/s, $a_p=100$ μm , $v_f=0.6$ m/min 时, 磨削温度达到 961 $^{\circ}\text{C}$.

2) 由于强烈的热-机械载荷作用, 单晶零件磨削亚表面形成无明显特征的白层和具有塑性流动的变形层. 白层厚度随着磨削深度和进给速度的提高而显著增加, 塑性变形层厚度随着磨削速度的增加呈现降低的趋势. 当磨削参数 $v_s=26.1$ m/s, $a_p=100$ μm , $v_f=0.6$ m/min 时, 形成了 6.31 μm 的白层.

3) 由于高温和大应变作用, 深层的 γ' 相的形成元素总是向着上层移动, 形成了元素扩散现象, 导致白层中的 Al, Ta 元素含量增加. 表面发生加工硬化现象, 并且磨削深度和进给速度的增加, 加工硬化程度加剧. 当磨削参数 $v_s=26.1$ m/s, $a_p=100$ μm , $v_f=0.6$ m/min 时, 磨削表面显微硬度为 5 970 MPa, 比基体材料高 18.2%.

参考文献:

- [1] Darolia R. Development of strong, oxidation and corrosion resistant nickel-based superalloys: critical review of challenges, progress and prospects [J]. *International Materials Reviews*, 2019, 64(6): 355-380.
- [2] Yu Y Q, Zhou L C, Li M, et al. Research on fretting regime transition of DD6 single-crystal superalloy via femtosecond laser-induced asperity and hardened layer [J]. *Applied Surface Science*, 2023, 610: 155392.
- [3] Liao Z R, la Monaca A, Murray J, et al. Surface integrity in metal machining: part I: fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2021, 162: 103687.
- [4] Zou J H, Liang Y L, Jiang Y, et al. Fretting fatigue mechanism of 40CrNiMoA steel subjected to the ultrasonic surface rolling process: the role of the gradient structure [J]. *International Journal of Fatigue*, 2023, 167: 107383.
- [5] Griffiths B J. Mechanisms of white layer generation with reference to machining and deformation processes [J]. *Journal of Tribology*, 1987, 109(3): 525-530.
- [6] Österle W, Li P X. Mechanical and thermal response of a nickel-base superalloy upon grinding with high removal rates [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, 238(2): 357-366.
- [7] Liao Z R, Polyakov M, Diaz O G, et al. Grain refinement mechanism of nickel-based superalloy by severe plastic deformation-mechanical machining case [J]. *Acta Materialia*, 2019, 180: 2-14.
- [8] Zhang J M, Du J, Li B X, et al. Investigation on white layer formation in dry high-speed milling of nickel-based superalloy GH4169 [J]. *Machines*, 2023, 11(3): 406.
- [9] Bosheh S S, Mativenga P T. White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2006, 46(2): 225-233.
- [10] Veldhuis S C, Dosbaeva G K, Elfizy A, et al. Investigations of white layer formation during machining of powder metallurgical Ni-based ME 16 superalloy [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2010, 19(7): 1031-1036.
- [11] 巩亚东, 张伟健, 蔡明, 等. 镍基单晶高温合金磨削变质层工艺试验研究 [J]. 东北大学学报(自然科学版), 2020, 41(6): 846-851.
(Gong Ya-dong, Zhang Wei-jian, Cai Ming, et al. Experimental study on the grinding metamorphic layer of nickel-based single crystal superalloy [J]. *Journal of Northeastern University (Natural Science)*, 2020, 41(6): 846-851.)
- [12] Tian S G, Zhang S, Liang F S, et al. Microstructure evolution and analysis of a single crystal nickel-based superalloy during compressive creep [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(15): 4988-4993.
- [13] Wang X M, Zhou Y, Zhao Z H, et al. The γ' precipitate rafting and element distribution during hot isostatic pressing in a nickel-based superalloy [J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 836-840.