

碳化物形态对40CrMo钢切削性的影响*

陈子文 E.M.Trent M.L.H.Wise

(华侨大学)

(英国伯明翰大学)

摘 要

在用高速钢刀具切削中,通常认为被加工材料的硬度直接影响其切削性。用极限切削速度作为评定切削性的标准(刀具切削时间为30秒),发现工件的硬度值固然重要,然而其金相显微组织却强烈地影响钢的切削性。40CrMo钢通过不同热处理后,具有相同硬度值下获得不同的金相显微组织。完全球化的碳化物形态具有最佳的切削性,最大切削速度为90米/分,不完全球化碳化物相的切削速度为76米/分,具有片状碳化物形态的供应(轧制)状态为69米/分。

试验得出:一定硬度值下,钢的切削性取决于钢中珠光体或回火马氏体的碳化物形态和切削过程中碳的溶解度。

引 言

传统上用化学成分和硬度来判断钢的可切削性,很明显,单因素是难以预测可切削性的^[1,2]。在给定的硬度水平下预先热处理和金相显微组织对于可切削性有重大的影响。

切削过程中复杂的塑性变形行为,即使在简单的加工方法中也是如此,影响了对预测最佳金相显微组织去适应各加工过程。例如,某种金相组织对延长刀具寿命来说是有利的,对表面光洁度却很差或者是切屑形态不理想。同样,适合车削的金相组织并不适合于间隙切削加工(铣削、钻削或拉削等)。

本文采用SAE4140(40CrMo)中碳低合金钢应用热处理手段去改变钢的硬度和金相组织,特别是针对硬度值相近,改变金相组织形态去比较钢的可切削性。

试 验 过 程

被切削材料为直径100毫米的圆钢,其化学成分如下:0.43%C, 0.28%Si, 0.64%Mn, 0.94%Cr, 0.21%Ni, 0.24%Mo, 0.03%S, 0.02%P。热处理工艺如表1所示。

本文1985年9月23日收到。

* 本文全部试验工作均在英国伯明翰大学冶金与材料系实验室进行。为1985年材料的显微组织与性能国际会议宣读论文。本文据原英文稿译成略加修改。

表 1

序号	热 处 理 工艺代号	热 处 理 工 艺	显微硬度值 HV ₃₀	最大切削速度 (米/分)
1	HR	热轧(供应)状态	196	69
2	FA	完全退火: 热轧 + 850℃ 加热炉冷,	202	69
3	N	正火: 热轧 + 850℃ 加热, 空冷	303	53
4	QT1	淬火回火: 热轧 + 850℃ 加热水冷 + 回火 1 小时	316	53
5	QT5	淬火回火: 热轧 + 850℃ 加热水冷 + 回火 5 小时	332	46
6	PH	不完全球化退火: 热轧 + 700℃ 加热 12 小时, 炉冷	216	76
7	FS	完全球化退火: QT5 + 700℃ 加热 24 小时, 炉冷	208	92

切削试验采用半正交车削, 无冷却液。切削刀具用 M42 含钴高速钢, 制备过程: 从 15 × 15 毫米刀条上切下, 磨削至 3 毫米厚度, 随后开刃和刀尖圆角。车刀的几何参数为: 前角 +5°, 副后角 6°, 刀尖圆弧半径 0.8 毫米。切削参数: 切削深度 1.5 毫米, 进给量 0.25 毫米/转。切削试验评定标准: 以连续切削 30 秒钟内致使刀具刀尖发生塑性变形, 而失效的最大切削速度称“极限切削速度”。采用这种快速试验方法评价相对可切削性可以减少消耗大量被加工材料。切屑厚度按下列公式计算:

$$t_2 = \frac{W}{\rho \omega L}$$

式中 W ——被测量切屑重量; ρ ——被加工材料密度;
 ω ——切屑宽度(切屑深度); L ——切屑长度。

用三个以上数据取算术平均值。

切屑与前刀面的接触线长度应采用光学实物显微镜测量。用爆炸快速落刀法获得瞬时切屑标本, 爆炸快速落刀装置参看^[3], 采用金相显微组织法估计刀具最高温度和分布^[4]。

试 验 结 果

金相组织、硬度与极限切削速度

工件材料经热处理后的金相组织如图版 II 8, 相应硬度和极限切削速度如表 1。热轧供应状态(HR)和完全退火(FA)热处理状态下, 钢中显微组织由片状珠光体和铁素体组成, 先共析铁素体内有第二相, 经电子探针分析为富铬碳化物。退火状态(FA)的硬度略高于轧制状态(HR), 有相同的极限切削速度。对比硬度为 200HV 左右的四种热处理状态的试样, 最低的极限速度为 69 米/分, 最高极限速度为 92 米/分, 这两种热处理的硬度变化范围只有 20HV, 极限切削速度的变化范围却有 23 米/分。硬度高于 300HV 三种热处理状态, 极限切削速度明显的下降。正火状态(N)和淬火回火一组试样(QT1)硬度相近, 极限切削速度相同, 正火状态(N)显微组织是片状珠光体、细铁素体、贝氏体的混合组织, 淬火回火(QT1)组织为回火马氏体 + 贝氏体还有少量铁素体。淬火 + 5 小时回火的 QT5 试样的显微组织和 QT1 相近, 奇怪的是其硬度增加到 332HV, 切削速度降到 46 米/分。

极限切削速度与硬度关系(图1)中出现一最佳可切削峰值。

SAE 4140 钢就车削性而言,完全球化处理组织优于片状珠光体组织。硬度为 200HV 和 300HV 的显微组织也有明显的差别,低硬度值(200HV)的切削性优于高硬度(300HV)。

接触线长度和切屑厚度

图2表示每种热处理状态下,切屑厚度随切削速度的变化关系。图3为接触线长度相应的变化。所有非淬火状态试样的最大切屑厚度都处在切削速度30米/分处,淬火回火状态试样出现在15米/分。图2、3曲线与切削速度的关系,结合对切屑在SEM形貌观察得出,低切削速度下刀刃上产生了积屑瘤(BUE),切屑厚度随切削速度增加而加厚,达到最大值时积屑瘤趋于消失。有切屑瘤的切削速度范围内,最大的切屑厚度随材料的硬度增加而增加,在15米/分切削速度时QT1和QT5试样最大切屑厚度数值超过1毫米。

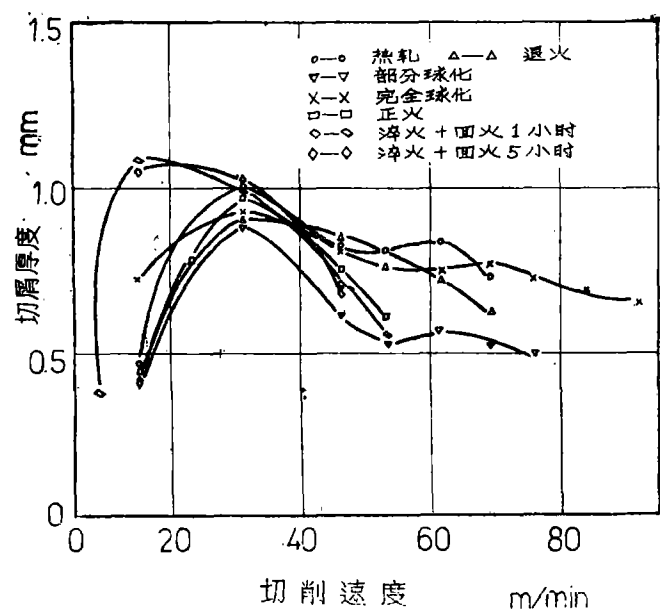


图2 切屑厚度与切削速度的关系

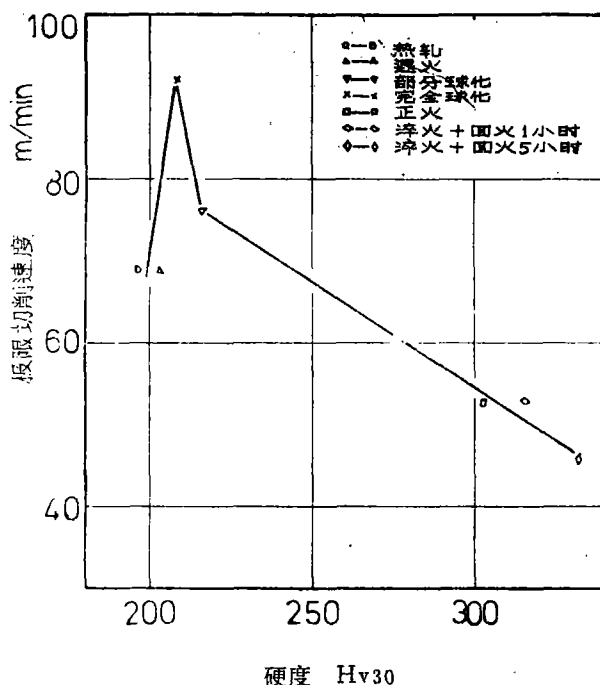


图1 硬度对极限切削速度的影响

图3是刀/屑接触线长度与切削速度关系线,在所有热处理状态下,当切削速度为30米/分时有最大的接触线长度。尽管QT1和QT5试样在切屑厚度上出现反常现象(对比图2),但最大接触线长度在积屑瘤消失后的切削速度下,仍然是随硬度值增加而增大的。

增加切削速度会降低切削力^[5,6],可能是升高了切削热引起的,QT1和QT5试样切屑厚度的反常现象可能与形成积屑瘤条件有关。

切屑形成观察

低速切削条件下,刀刃上会

产生积屑瘤,对于低硬度下发生在 15 米/分,QT1 和 QT5 发生在 7.6 米/分。图版 I 1 为各热处理状态下积屑瘤的扫描电镜照片。积屑瘤的存在会增加刀具前角和降低切削力^[6,7],减小刀具与切屑接触线长度,积屑瘤牢固地铆前刀面上,积屑瘤的存在造成被加工工件表面光洁度的下降^[8-10],积屑瘤的产生和分离,一部份脱离母体粘结在新表面形成鳞刺。

图版 I 2 指出,在 HA、FA 和 N 热处理状态下,切削速度 15 米/分,积屑瘤的金相显微组织。其上部可以清楚地看到铁素体和珠光体变形带情况,片状碳化物沿着剪切应变方向转动并发生破碎,弥散地分布在铁素体基体内。PS 和 FS 处理的组织中没有观察到,球化退火后碳化物已成颗粒状。片状组织与球化组织在硬度上虽有差别,但在积屑瘤出现的规律上仍具有相似性。

对于经 QT1 和 QT5 热处理的材料切削速度大于 15 米/分,其余材料却大于 30 米/分,积屑瘤消失而形成滞流层。图版 II 3 是典型的滞流层组织,切削速度大于 30 米/分,在光学显微镜下不易鉴别其组织细节。滞流层发生严重的塑性变形,热效应很显著,致使碳化物破碎,溶解而成为颗粒状。碳化物质点的尺寸从滞流层的上部至切屑底部逐渐减小,它取决于刀具与切屑界面的温度。

图版 II 4 为正火状态下钢的滞流层组织(距刀刃 1 毫米处),切屑底部白亮区为马氏体组织^[11]。

淬火、回火下(QT1)材料于 46 米/分速下、滞流层下的回火马氏体组织已发生严重的变形(图版 II 5)。滞流区的温度很高,基体组织已发生奥氏体化,细小的碳化物质点发生溶解是可能的,切屑冷却过程中发生马氏体转变。切削速度从 15 米/分提高到 46 米/分时,滞流层厚度从 40—50 微米减小至 20—30 微米,经常可以看到刀/屑界面靠近切削刃附近有白亮层,该处的压应力很高,但界面处的温度是低的。

在完全球化(FS)试样中,滞流层的组织几乎与切屑体相同,说明碳化物质点极少溶解(图版 II 6)。

刀具的最高温度

图 4 表示刀具上最高温度与切削速度关系,在所有七种热处理状态下最高温度都发生在前刀面上,离刀刃约 1 毫米处,并且随着切削速度增加而提高。从图中可以看出,从热处理工艺角度而言,加工完全球化退火处理的材料在任何切削速度下刀具上的温度都是最低的,在不考虑切削速度情况下,切削球化退火材料,其刀具最高温度约 1000℃。由此可以得

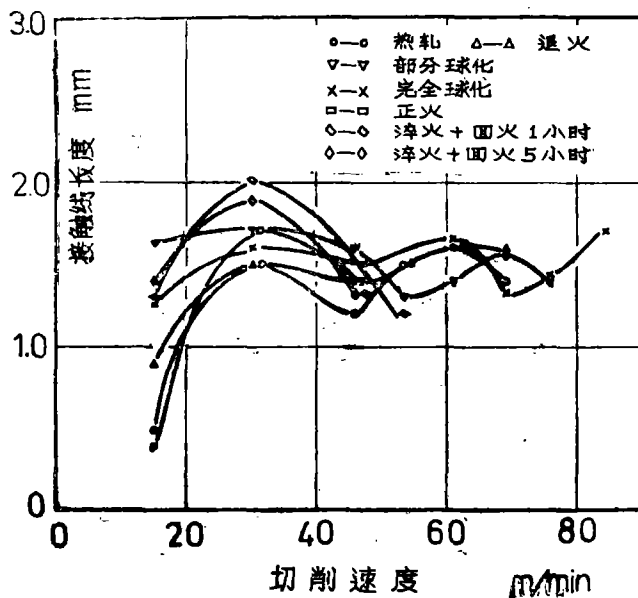


图 3 切削速度对接触线长度的影响

出: 完全球化退火的材料切削力要小于其它状态的材料。必须强调的是, 低的温度和低应力不一定是低硬度, 因为 HR 和 FA 的温度比 PS 高 50℃, 而硬度较 FS 为低。最高的温度发生在硬度高于 300HV 的一组, QT1 和 N 的温度相近但低于 QT5, 高的切削速度和低的刀具温度与长的耐用度是我们所追求的。

刀具的失效分析

检查了所有本试验的刀具, 所有刀具最后的失效形式是刀刃崩陷 (图版 II 7)。

图 5 表示刀具月牙洼深度 (KT)

对离刀刃的距离 KM 的比值 ($\frac{KT}{KM}$)

与切速度的关系, 刀具产生月牙洼

磨损的程度都取决于被加工材料热

处理状态。其最高温度、热效应带以及月牙洼深度在一定的切削速度下, 随切削时间的增加而增长, 月牙洼的前部也愈接近于刀刃, 在刀/屑之间的粘结、高温、剪切应力综合作用下, 导致刀具在热区发生剪切变形, 形成了月牙洼, 最后扩展到刀刃引起崩塌。

根据切削试验的实际观察, 结合图 4、5 可以得出, 各热处理状态与开始出现月牙洼关

系如表 2。加工完全球化退火的材料, 前刀面开始出现月牙洼的切削速度为 46 米/分, 该处最高温度为 775℃。完全退火状态为 30 米/分, 最高温度为 750℃。淬火回火状态为 23 米/分, 前刀面最高温度为 800℃。可见, 切削低硬度球化组织材料, 刀具出现月牙洼的最高温度比加工高硬度的低 25—50℃, 最大切削温度总是属于高硬度者。

讨 论

热处理对工件的可切削性有重要的关系。图 1 示出, 硬度对控制极限切削速度有显著的影响, 如硬

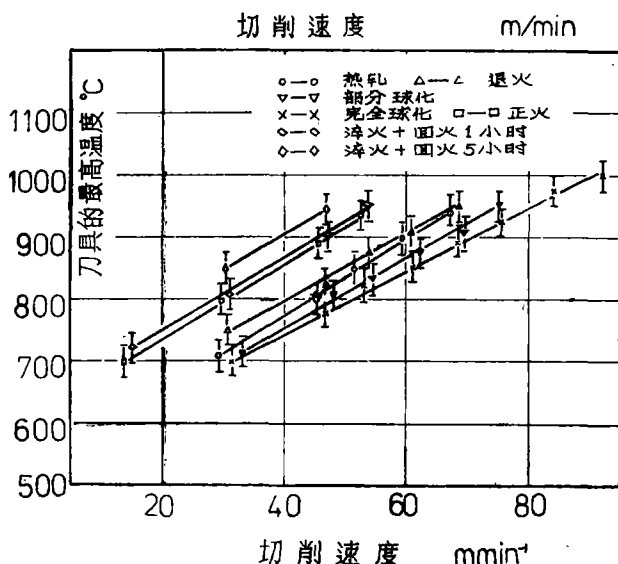


图 4 刀具上最高温度与切削速度的关系

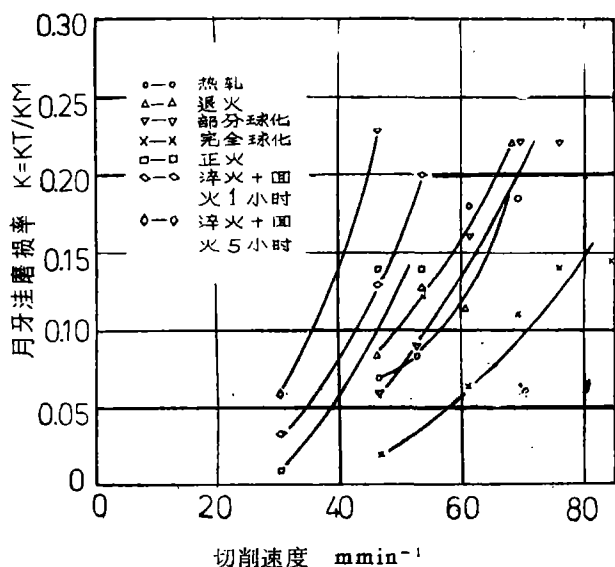


图 5 月牙洼磨损与切削速度的关系

度值在比较窄的范围内变化,这时显微组织起着很大的作用。例如,在FS状态下的工件尽管与其它状态有相同的硬度,极限切削速度提高了33%。

表 2

热处理工艺代号	显微硬度值 HV ₃₀	开始出现月牙洼	
		温度°C	切削速度(米/分)
HR	196	700	30
FA	202	750	30
FS	208	775	46
PS	216	750	38
N	303	800	30
QT1	316	775	23
QT5	332	800	23

第一剪切区的显微组织

光学金相照片显示了FA和N热处理状态试样在通过第一剪切区后原来等轴状铁素体和珠光体严重地被拉长。变形后的珠光体内片状碳化物依然可分辨,但其大部分已沿着第一“剪切面”成某一角度的方向,且有碳化物的碎裂现象。切屑体是由变形的珠光体与高应变的素体组成。

在FS状态中铁素体基体有最大的变形,在第一剪切面上其变形为3.3。然而,渗碳体形状改变甚微,象未变形前那样保留着均匀分布的碳化物。

评定各种热处理对可切削性能的影响时,不能低估第一剪切区的作用。在确定极限切削速度中,刀具的热效应显然是一种重要的因素,刀具的失效原因之一是由于作用在第一剪切面上的正应力而引起的。刀具在低温、高应力的作用下易于损坏。

由图4可以看到,加工大多数材料时,刀具最高温度为950°C,而加工球化退火试样,失效后刀具温度达1000°C,刀刃承受应力较低,容许在更高的温度下工作。

正如在低碳钢中提出^[12, 14]碳化物质点在第一剪切面发生溶解而不发生动态时效过程。中碳钢可切削性变化,尽管与低碳钢有很小的差异,但对于完全球化退火状态,铁素体中碳含量很低,碳化物很稳定以至于不能溶解。在滞流层中也如此,导致无阻碍地发生动态软化,如回复或再结晶。对硬度为300HV的一组试样来说,剪切区强度可能是导致失效的重要因素。图4指出加工该组试样的刀具温度最高。

积屑瘤

积屑瘤影响刀前角。增大刀前角,引起切屑厚度增加,(图2)最大的前角导致了大尺寸和稳定的积屑瘤。QT1和QT5的材料产生积屑瘤的切削速度低于其它热处理的试样,然而硬度相近的正火处理的材料出现积屑瘤的切削速度与软钢相近,回火马氏体中的细小碳化物于材料变形过程中剧烈产生强化作用,它将为形成硬而稳定的积屑瘤创造条件;特别是在低切削速度下。珠光体钢中,积屑瘤的形成主要取决于应变硬化和破碎碳化物的弥散度,在QT1和QT5材料中取得稳定的积屑瘤,将需要比较高的温度使铁素体完全达到动态应变

时效强化。积屑瘤顶部滞流层中温度升高引起 QT1 和 QT5 材料积屑瘤的消失,图 4 指出了这一趋势。威廉和鲁逊^[8]指出,积屑瘤内有不同硬度的相,若有足够高的硬度促进各相间硬度均匀^[13]或促进回复和软化的话,那么, BUE 将在切应力作用下减小其高度。对于 QT1 和 QT5 剧烈的热效应,可以解释为什么比其他材料低的切削速度下 BUE 消失的原因。厚的切屑产生于高切削速度。月牙洼减少接触线长度和切屑厚度(如图 3),有时会因形成二次月牙洼而使得复杂化,因为它使高速切削下混淆了接触线花样。

滞流层组织

切屑底面到刀具前刀面之间发生所谓粘结,是指在界面以上,切屑下部发生严重剪切作用的区域。滞流层的高热效应会引起材料的奥氏体转变和细小碳化物的溶解。试验表明,除了完全球化的材料外,所有其它热处理状态的都有不同程度碳化物溶解现象,所有热处理状态中,QT5 有最高的温度,滞流层中细小碳化物的消失说明碳化物已溶解,引起滞流层中奥氏体内碳的过饱和,推迟了回复过程以及保持滞流层高的剪切强度。高剪切强度和高温会加速前刀面月牙洼磨而失效。

铁素体珠光体组织中的珠光体组织,随着第二变形带初始阶段发生弯曲进入滞流层并随切应变增加而减薄,类似的效应也发生的珠光体内,因此出现了高碳高应变层。滞流层内的温度可能会高于相临界点 A_1 。测定白亮浸蚀带结果与 Hau 和 Wise^[11, 12]测定 0.4%C 结果相近,再次说明滞流层中碳的降低现象,但球化退火的滞流层例外,该处碳化物尺寸和分布基本保持未变形前原始状态的水平。如果碳化物尺寸很粗大,它将稳定地通过高应变变形带,它不同于珠光体内的渗碳体片。虽然,回火组织中细小碳化物影响其强度,光学显微镜难以鉴别回火组织。反之,在球化退火组织中碳化物很粗大。

文^[12, 15]中指出,低碳钢切削性取决于碳在铁素体内的过饱和程度。从亚临界温度急冷或变形过程中,细小的碳化物或氮化物点会溶解,使得铁素体过饱和,此效应随钢中含碳量的增加而降低^[16],钢中含碳量减少了铁素体量,影响材料的动强度或铁素体回复过程,相对于钢中增加硬度的作用意义不大。

现在工作已表明最优切削性的稳定金相组织是获得球状碳化物状态,热轧状态即是次优的处理形式,而正火态的切削性较差。

结 论

1. SAE4140 钢的切削性首先取决于硬度,可用刀具为 30 秒内的最大切削速度作为标准。
2. 如果硬度变化在一个小范围内波动,显微组织对切削性能影响将起决定作用,硬度相近,显微组织不同,极限切削速度相差悬殊。
3. SAE4140 钢最佳切削性的热处理状态是球化退火。
4. 球化退火状态下铁素体内含碳量很低,碳化物稳定,碳化物在第一剪切区和第二剪切区的溶解度很小。在相对低的应变和温度下,使铁素体基体有可能发生动态回复。
5. 显微组织中碳化物溶解的程度取决于刀具的温度和切削速度。

致谢: 英国伯明翰大学冶金与材料系主任 R. E. Smallman 教授提供了实验室仪器的试验方便, 系里 E. F. Smart 先生等有关教师和技术人员在试验方面给予帮助和有益的讨论, 谨此一并表示感谢。

参 考 文 献

- [1] Heat Treatment vs Machinability, The Iron Age, December 16. (1965), 84—87.
- [2] Ford C. Brawdon, Metal progress, July, (1970), 103—104.
- [3] J. E. Williams, E. F. Smart and D. R. Milner, Metallurgia, 81, (1970), 3, 15, 83.
- [4] P. K. Wright and E. M. Trent, J. I. S. I., 211, (1973), 364—368.
- [5] E. M. Trent, Metal Cutting, Second Edition, London, Butterworths, (1984).
- [6] B. W. Dines, ph. D. Thesis, Birmingham University, (1975).
- [7] N. N. Zorev, Proc. International Production Engineering Research Conf., Pittsburgh, ASME, (1963), 42—49.
- [8] J. E. Williams and E. C. Rollason, Journal of the Institute of Metals, 85, (1970), 144.
- [9] J. Wallbank, Metals Technology, 6, (1979), 145.
- [10] T. H. Childs and A. B. Smith, Metals Technology, 9, (1982), 292.
- [11] J. L. Hau-Bracamonte and M. L. H. Wise, Metallurgical Transactions, A, 14A, (1983), 1743.
- [12] J. L. Hau-Bracamonte, J. Wallbank and M. L. H. Wise, Journal of Engineering Materials and Technology, 104, (1982), 69.
- [13] A. Shelbourn, ph. D. Thesis, The University of Birmingham, (1983).
- [14] E. M. Trent and E. F. Smart, Metals Technology, 9, (1982), 338.
- [15] J. L. Hau-Bracamonte and M. L. H. Wise, Metals Technology, 9, (1982) 454.

The Influence of Carbide Morphology on the Machinability of 40CrMo Steel (SAE4140)

Z. W. Chen E. M. Trent M. L. H. Wise

Abstract

When steels are machined with high-speed steel tools, the machinability is usually linked directly to the Vickers hardness of the workpiece. Using a limiting cutting speed as criterion to assess machinability (30s tool life) it was found that although hardness was important, there was a strong influence from the microstructure of the workpiece. This was particularly significant when workpieces heat treated to give different microstructures but of similar hardness exhibited different machinabilities. The best machinability using the maximum speed criterion was for a fully spheroidised microstructure (92 m min^{-1}) whereas partially spheroidised and hot rolled specimens of similar hardness could only be cut at maximum speeds of 76 m min^{-1} and 69 m min^{-1} , respectively. This suggests that comparative machinability at a given hardness level is influenced by the morphology of the carbides in pearlitic or tempered martensitic steels and their relative tendency to dissolution during the cutting process.

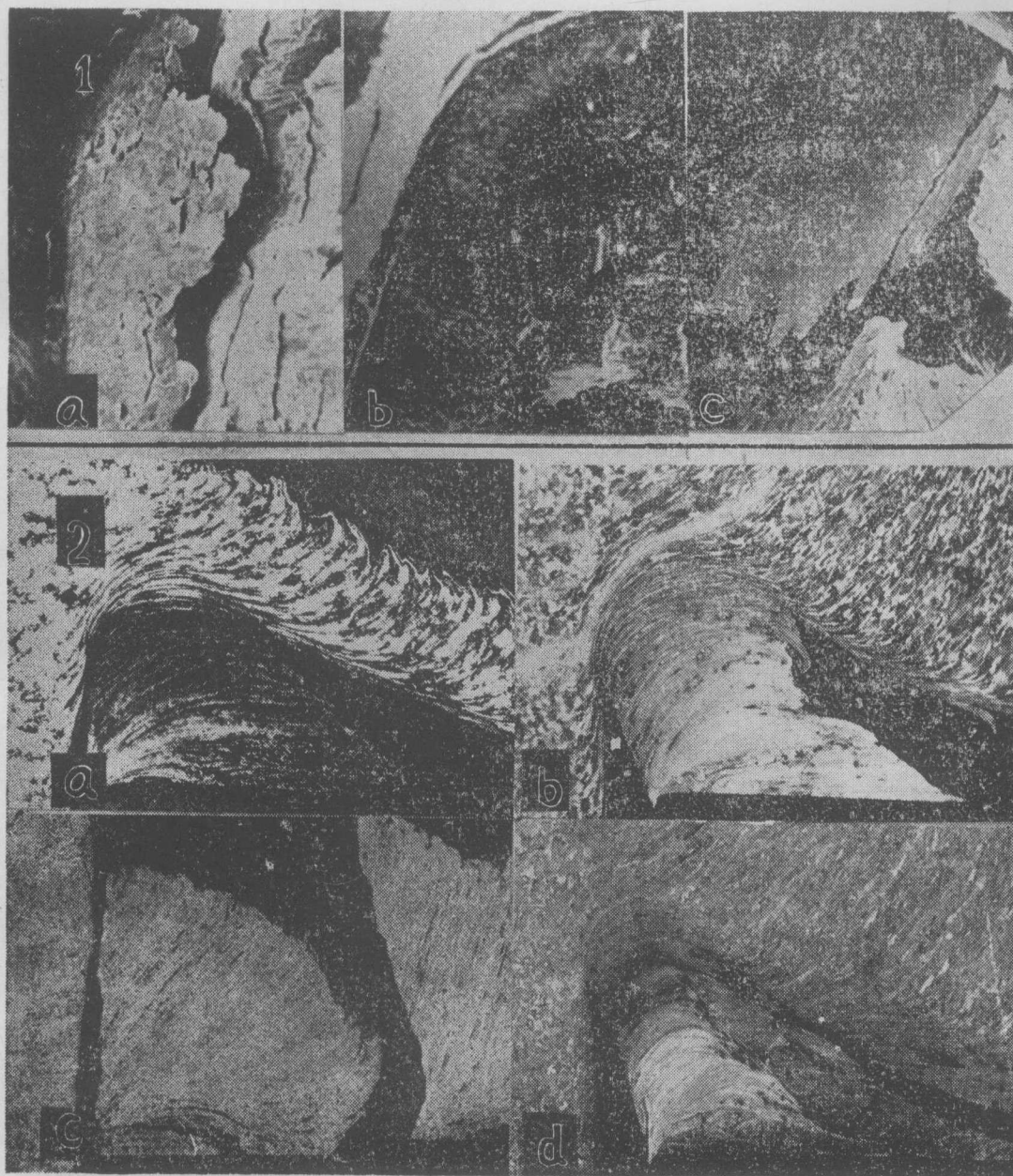


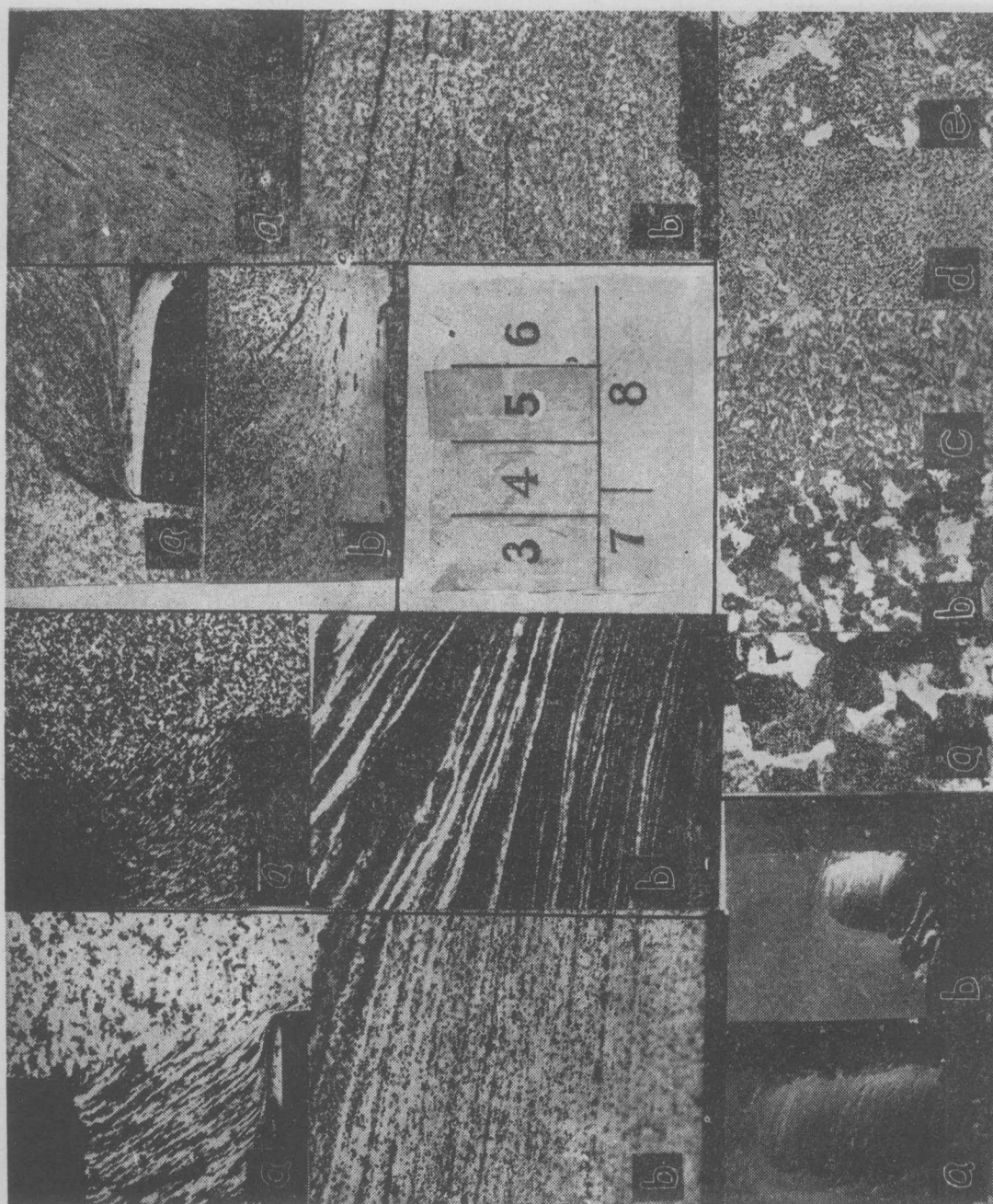
图 版 说 明

图 1 不同热处理状态下积屑瘤底面的扫描电镜照片

a—完全退火($V = 15 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ $40\times$); b—正火($V = 15 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ $40\times$); c—完全球化($V = 15 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ $40\times$)

图 2 积屑瘤的金相显微组织 ($40\times$, 切削条件同图 1)

a—完全退火; b—正火; c—完全球化; d—淬火回火

图 3 退火状态下滞流层的金相组织($V = 46^{\text{m}} \text{ min}^{-1}$)

a—(40×); b—(800×)

图 4 正火状态下滞流层的金相组织($V = 46^{\text{m}} \text{ min}^{-1}$)

a—(40×); b—(800×)

图 5 淬火回火状态下滞流层的金相组织($V = 46^{\text{m}} \text{ min}^{-1}$)

a—(40×); b—(800×)

图 6 完全球化退火状态下滞流层金相组织($V = 46^{\text{m}} \text{ min}^{-1}$)

a—(40×); b—(80×)

图 7 刀具失效后的形貌 (SEM)

a—完全退火状态 ($V = 69^{\text{m}} \text{ min}$, 40x)

图 8 40CrMo 钢的显微组织 (2% 硝酸酒精浸蚀) a—热轧状态 (160×); b—完全退火 (160×);

c—正火 (160×); d—完全退火 (500×); e—淬火回火 (500×)