

УДК 539.375+621.7.01

Жигулёв Г. П.
Скрипаленко М. Н.
Широких А. М.
Скрипаленко М. М.

ПРИМЕНЕНИЕ ТРАЕКТОРИЙ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ЧАСТИЦ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПРИ ОСАДКЕ

В процессах обработки металлов давлением в очаге деформации формируются неоднородные поля скоростей деформаций, деформаций, напряжений [1]. Для расчета параметров указанных полей необходимо применять инвариантные характеристики или их комбинации. В этом случае для материальных частиц при использовании траекторий их перемещений можно учитывать историю нагружения, проводить сравнение скоростей деформации, накопленной деформации, напряжений в различных процессах, например, при осадке, растяжении, штамповке [2], прокатке [3]. Кроме того, появляется возможность более обоснованно использовать диаграммы рекристаллизации, объясняющие во многом разнородность изделий, и зависимости, связывающие прочностные характеристики, с величиной зерна [2, 4]. Разнородность заметно снижает механические свойства и жаропрочность сплавов. Граничные участки между мелко- и крупнозернистыми зонами часто являются очагами зарождения трещин при пластической деформации [5]. С особенностями строения металлов на начальных стадиях рекристаллизации после горячей штамповки связаны свойства, получаемые после ВТМО с использованием тепла ковочного нагрева. Известно также, что характер структуры и размер зерна после деформации существенно влияют на анизотропию механических свойств, а также на структурообразование при последующей термообработке. В металлах же, не испытывающих фазовых перекристаллизаций, процессы структурообразования при формоизменении являются основным фактором получения требуемой микроструктуры, а, следовательно, и заданной анизотропии структурно чувствительных свойств.

Целью работы являлось экспериментальное определение в производственных условиях траекторий материальных частиц в координатах Лагранжа при осадке цилиндрических заготовок, а также при штамповке деталей автотракторного машиностроения: шестерни и полуоси. На основе траекторий рассчитаны поля интенсивности скорости деформации сдвига, интенсивности деформации сдвига, средних напряжений и других инвариантных характеристик [6]. В процессах обработки металлов давлением, особенно при ковке и штамповке, имеет место сложное течение металла, а деформации сдвига достигают значительных величин, поэтому в расчетах использовали интенсивность скорости деформации сдвига H , интенсивность деформации сдвига (Λ – параметр Одквиста) наиболее полно характеризующих формоизменение частицы с точки зрения энергии формоизменения.

Экспериментальные траектории определялись при постадийном нагружении стальных образцов с сетками с их последующей корректировкой по макроструктуре на поперечных макрошлифах. Примеры образцов с сетками представлены на рис. 1.

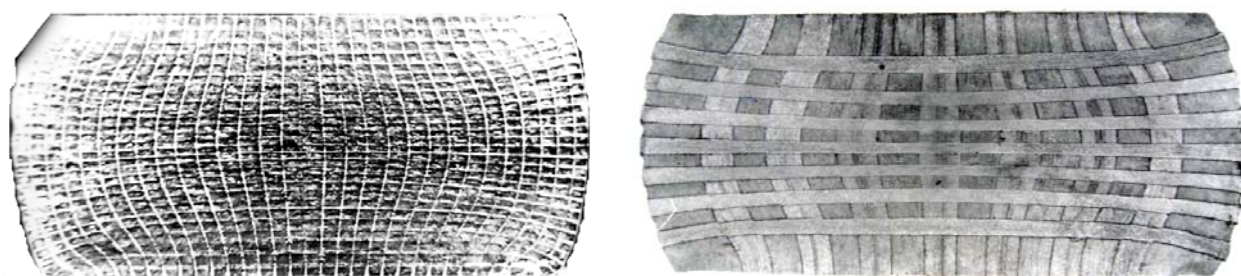


Рис. 1. Примеры фиксирования точек с помощью координатных сеток

Основными процессами, формирующими структуру металла поковок при горячей деформации (размеры, форму, ориентировку зерен) являются процессы рекристаллизации. С величиной зерна и степенью её однородности связаны многие механические характеристики такие, как предел текучести, ударная вязкость, склонность к хрупкому разрушению и др.

Многочисленные исследования показали, что процесс рекристаллизации при горячей обработке давлением во многом зависит от таких факторов как температура, степень и скорость деформации, повышение которых вызывает ускорение первичной рекристаллизации. Общепринятая форма изображения зависимостей величин зерна от степени и температуры горячей деформации – трёхмерные диаграммы рекристаллизации второго рода [5]. Позднее появились диаграммы третьего рода, учитывающие влияние термической обработки на величину зерна после горячей деформации. Кроме того, наличие диаграммы рекристаллизации необходимо для выбора режимов деформирования и последующих операций термической обработки.

Однако при решении вопроса о распределении величины зерна по объёму поковок, применение зависимостей на основе указанных диаграмм вызывает трудности, особенно для поковок со сложной конфигурацией. Одной из причин этого является несовершенство применяемой меры деформации. Обычно при построении диаграмм использовалась осадка цилиндрических образцов. Средняя величина зерна замеряется в центре образца, а степень деформации подсчитывается по формуле:

$$\varepsilon = ((H_{исх} - H_{кон})/H_{исх}) \cdot 100 \% , \quad (1)$$

или логарифмической мерой.

Применение такого показателя деформации не отражает неравномерности распределения удельной энергии формоизменения. Часть её накапливается в металле в виде скрытой энергии наклёпа и расходуется на создание различного рода искажений кристаллической решётки. Как известно, скрытая энергия наклёпа является одним из необходимых условий протекания первичной рекристаллизации и связана прямой зависимостью с удельной энергией формоизменения α , определяемой через интенсивности деформации сдвига Λ (в дальнейшем – накопленная деформация) и касательных напряжений τ_e :

$$\alpha = \tau_e \Lambda . \quad (2)$$

С другой стороны, проведенные в работе [7] исследования показали, что в зависимости от условий осадки локальные значения величины деформации могут в несколько раз превышать средневысотную степень деформации (1), применяемую при построении диаграмм рекристаллизации. При расчёте режимов штамповки, характеризуемой сложным течением металла и наличием больших сдвиговых деформаций, указанные отклонения могут увеличиваться ещё больше, т. е. формируемые поля деформаций – неоднородны (рис. 2, рис. 3).

В качестве меры деформации при построении диаграмм рекристаллизации более оправдано применение интенсивности деформации сдвига Λ , которая наиболее полно характеризуется формоизменением рассматриваемого элемента. При этом учёт локального значения Λ в месте замера величины зерна и возможность расчёта распределения Λ по объёму поковок на основе предложенной методики позволит использовать при анализе одну и ту же меру деформации и повысить ценность диаграмм рекристаллизации за счёт применения более точной количественной оценки величины накопленной деформации. При этом очевидно следует меру деформации в диаграмме рекристаллизации пересчитать на Λ , согласно зависимостям на рис. 2 и рис. 3.

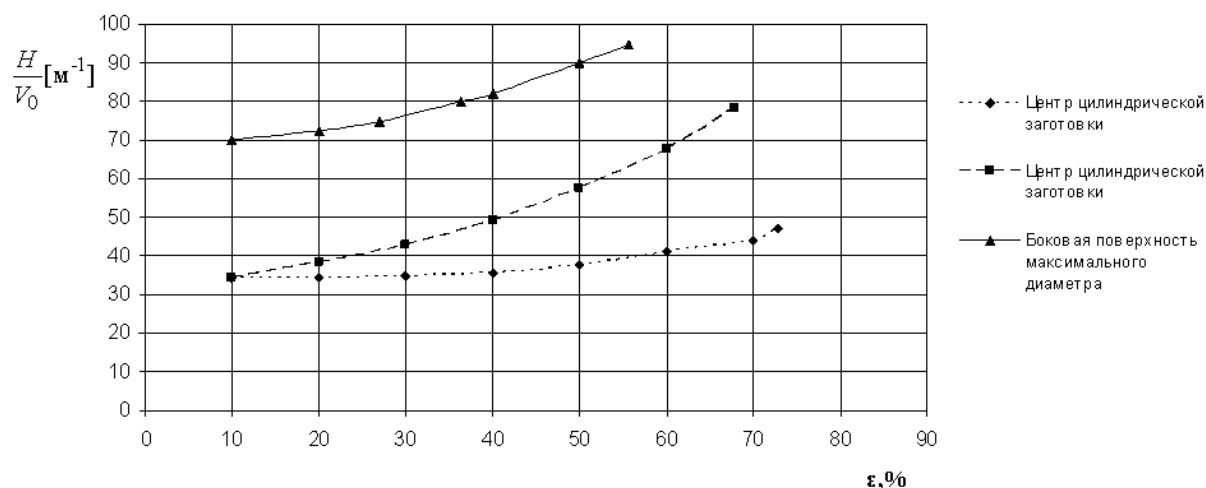


Рис. 2. Зависимость интенсивности скорости деформации сдвига H от степени деформации ε , % при осадке

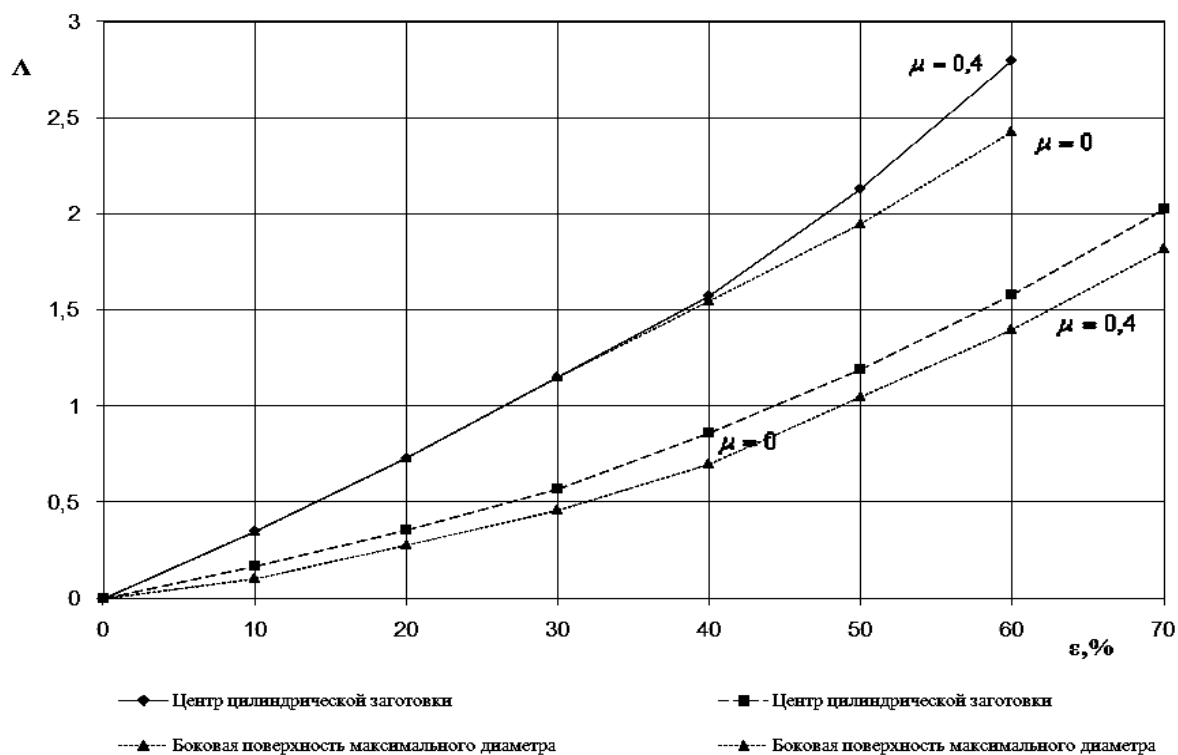


Рис. 3. Зависимость накопленной деформации Λ от степени деформации ε , % при осадке (Λ – параметр Одквиста) при различных коэффициентах трения μ

Исследование влияния условий деформирования и неравномерности распределения интенсивности деформации сдвига Λ на разнородность непосредственно после горячей деформации проводилось при осадке стальных заготовок.

Осадка стальных цилиндрических заготовок (диаметром 100–101 мм и высотой 101–102 мм) осуществлялась одновременно с осадкой образцов с запрессованной проволочной сеткой тех же размеров на кривошипном горячештамповочном прессе с усилием 25 МН. В качестве исследуемого материала была взята широко распространённая в машиностроении сталь 45 состава: С = 0,42 %, Мп = 0,61 %, Si = 0,26 %, Р = 0,044 %, S = 0,015 %, Ni = 0,15 %.

Все образцы нагревали до температуры 1260–1270 °С, а затем подстуживали в другой печи до требуемых температур: 1150 °С, 1200 °С, 1250 °С. Исследование проводилось для степеней деформации 10 %, 20 %, 30 %, 50 %, 60 %, 70 %. После осадки образцы охлаждались на

воздухе, а затем разрезались вдоль меридиональной плоскости, которая впоследствии являлась плоскостью шлифа. На шлифах травлением 4 %-м раствором азотной кислоты в этиловом спирте выявлялась сетка аустенитного зерна, формируемая выделяющимся на границах зёрен ферритом (ГОСТ 5639-82).

Замер средней площади зерна производился для точек, координаты которых определялись по результатам осадки цилиндров с запрессованной сеткой. Средняя площадь аустенитного зерна определялась соотношением:

$$S = \frac{F \cdot 10^6}{n \cdot r^2 \cdot k}, \quad (3)$$

где F – площадь матового стекла в мм^2 ;

n – число зёрен;

r – линейное увеличение;

k – коэффициент Совера, равный 0,66.

Вокруг фокусируемой точки (рис. 4, б) выделялась небольшая площадь, в пределах которой производилось пять замеров. Представленные ниже результаты получены усреднением пяти повторных замеров.

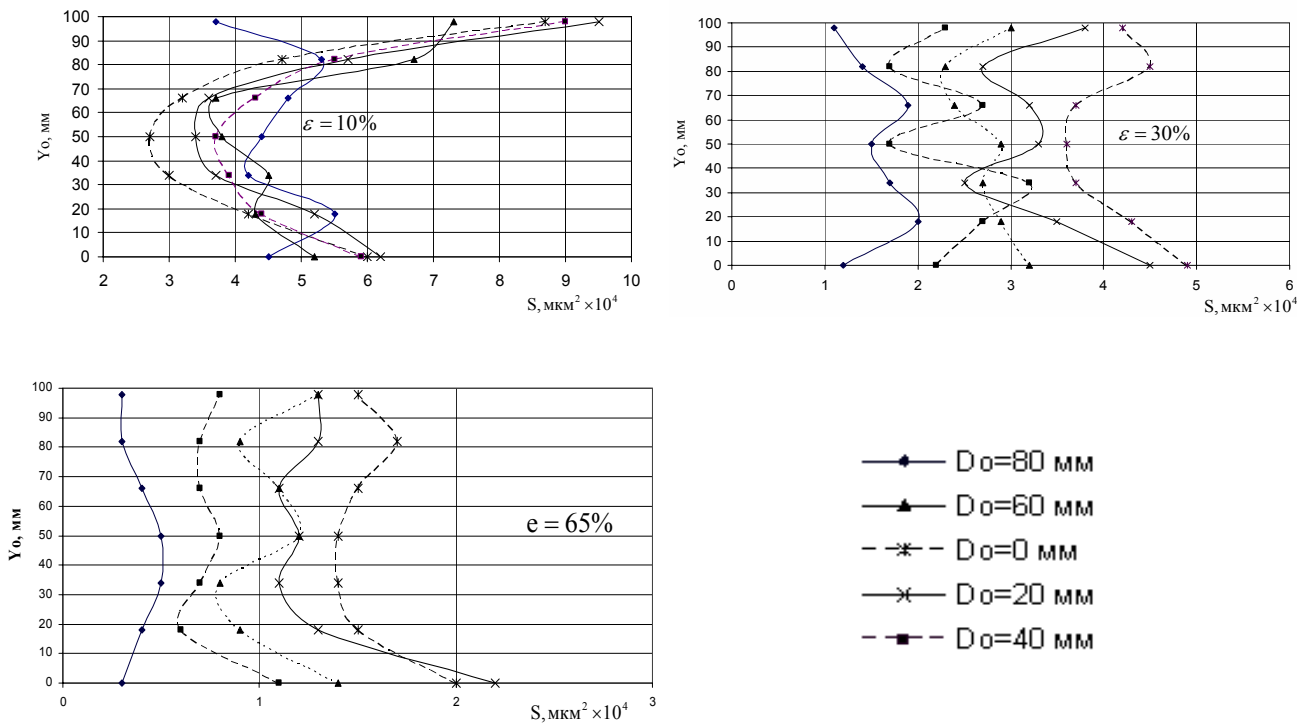
Распределение величины зерна по объёму образцов для температуры осадки 1250°C приведены на рис. 4. Результаты приведены относительно начальных координат точек, положение которых показано на рис. 4, б. Результаты замера при температуре 1100°C приводятся в табл. 1.

Таблица 1

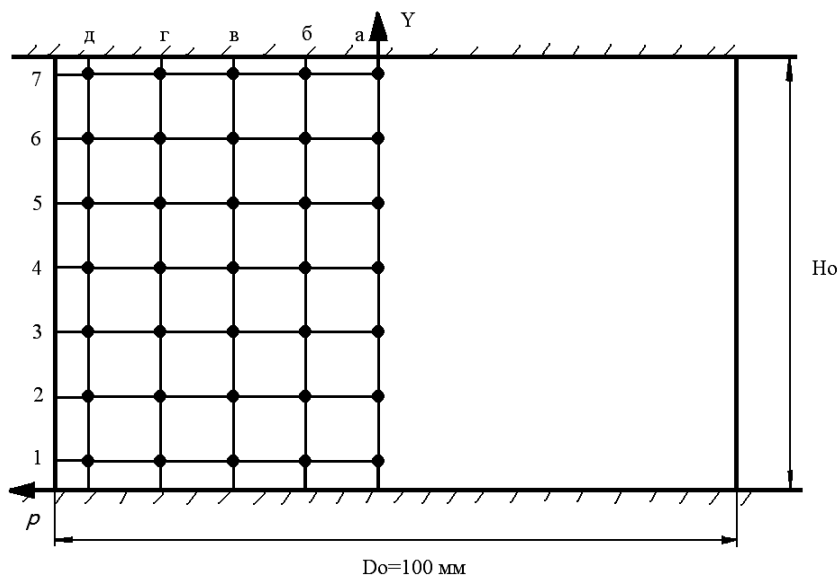
Распределение деформаций Λ и средней площади зерна S ($\text{мкм}^2 \cdot 10^4$) в меридиональной плоскости при осадке (сталь 45, $\Delta H/H_0 = 0,35$, $t = 1100^\circ\text{C}$)

Номера точек	Λ	S , ($\text{мкм}^2 \cdot 10^4$)
1а	0,2	1,1
2а	0,8	0,75
3а	1,2	0,6
4а	1,5	0,5
1б	0,1	1,2
2б	0,6	0,9
3б	0,9	0,7
4б	1,1	0,5
1в	0,5	0,9
2в	0,65	0,85
3в	0,8	0,8
4в	0,9	0,8
1г	0,55	0,75
2г	0,65	0,75
3г	0,6	0,65
4г	0,7	0,7
1д	0,7	0,4
2д	0,8	0,6
3д	0,6	0,7
4д	0,6	0,8

Увеличение средней по объёму степени деформации приводит к более равномерной величине зерна (рис. 4). При $\varepsilon = 70\%$ наблюдалась значительно меньшая разнорзернистость, что связано с уменьшением неравномерности поля деформации при больших обжатиях. Уменьшение температуры деформации, не изменяя общий характер распределения, приводит к уменьшению средней величины зерна в объёме исследуемых образцов.



а



б

Рис. 4. Распределение средней величины зерна S в меридиональной плоскости осажённых цилиндров (а), начальные положения фиксируемых точек (б)

Зависимости величины зерна от накопленной деформации и температуры при осадке могут использоваться при проектировании технологии горячей штамповки осесимметричных поковок, например, по следующей схеме рис. 5.



Рис. 5. Блок-схема прогнозирования структуры металла в поковках

ВЫВОДЫ

Области, прилегающие к контактным поверхностям, характеризуются более крупным зерном. Наименьшее зерно наблюдалось в центре цилиндра. Согласно рис. 3 локальные значения накопленной деформации Λ в приконтактных областях значительно меньше, чем в центральной части при осадке цилиндрических образцов плоскими шероховатыми плитами. Следовательно, уменьшение Λ приводит к увеличению размера зерна. Отметим, что такая зависимость сохраняется по всему объёму образцов и указывает на связь разнотерности с неравномерным распределением Λ (коэффициент корреляции составил – 0,76).

ЛИТЕРАТУРА

1. Теорияковки и штамповки : учеб. пособие для вузов / Е. П. Унксов, У. Джонсон, В. Л. Колмогоров [и др.] ; под общ. ред. Е. П. Унксова, А. Г. Овчинникова. – 2 изд. – М. : Машиностроение, 1992. – 720 с.
2. Biba N. Application of QForm Forging Simulation System for Prediction of Microstructure of Aluminium Forged Parts / N. Biba, A. Ovchinnikov, V. Shmelev, S. Stebunov // Computer Methods in Materials Science. – Krakow, 2007.
3. Райков Ю. Н. Новые технологии прокатного производства / Б. А. Сивак, Ю. В. Симаков, А. Б. Моллер // Оборудование. – 2006. – № 3. – С. 40–44.
4. Габидуллин А. Э. Прогноз структурного состояния пресованного профиля из сплава АД31 / А. Э. Габидуллин, А. В. Овчинников, О. В. Дунаева // Металлы. – 2008. – № 6. – С. 39–43.
5. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. – М. : МИСиС, 2005.
6. Методы определения траекторий частиц в процессах деформации / Ю. А. Алюшин, Г. П. Жигулев, А. М. Широких, М. М. Скрипаленко // Материалы Международной научно-технической конференции «Достижения и перспективы развития процессов и машин обработки давлением в металлургии и машиностроении», 2009. – Краматорск, 2009 – С. 4–10.
7. Жигулев Г. П. Напряженное и деформированное состояние при осесимметричной осадке / Г. П. Жигулев // Известия ВУЗов. Чёрная металлургия. – 1973. – № 2.

Жигулев Г. П. – канд. техн. наук, доц. НИТУ «МИСиС»;
 Скрипаленко М. Н. – канд. техн. наук, доц. НИТУ «МИСиС»;
 Широких А. М. – аспирант НИТУ «МИСиС»;
 Скрипаленко М. М. – канд. техн. наук, ст. преподаватель НИТУ «МИСиС».

НИТУ «МИСиС» – Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия.

E-mail: mskripalenko@gmail.com