

О ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПРОЦЕССАХ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

В.М. Сегал в 1977 г. получил патент СССР на способ деформации при равноканальном угловом прессовании заготовок (рис. 1) [1].

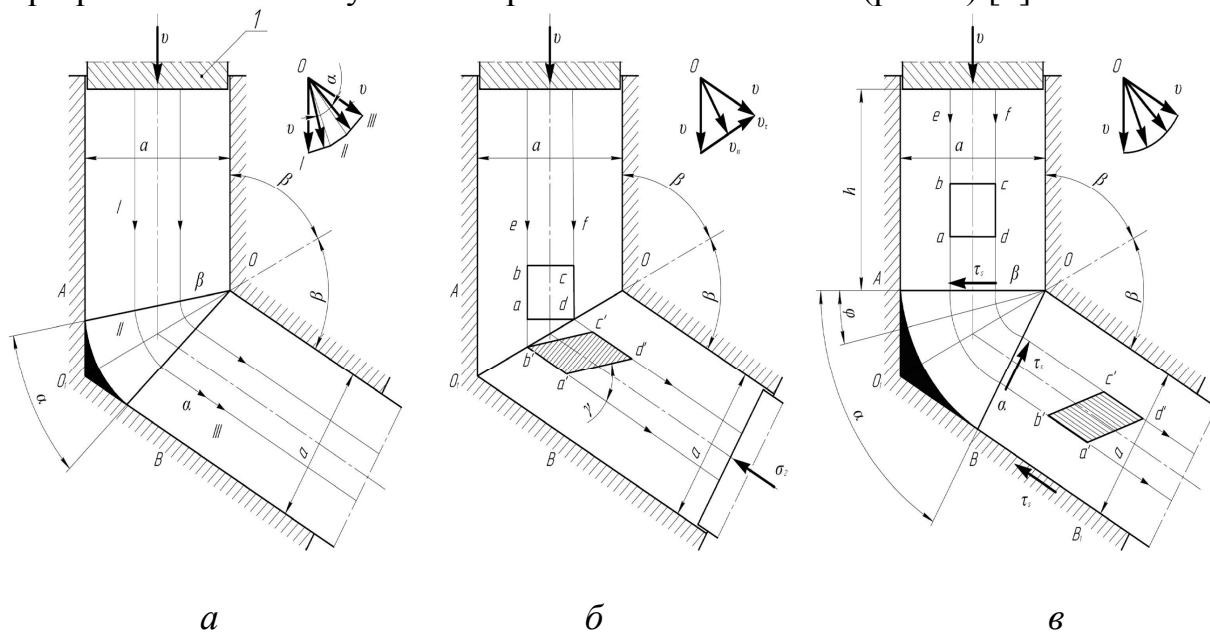


Рис. 1. Схема равноканального углового прессования:
а) общий случай; б) $\tau_k = 0$; в) $\tau_k = \tau_s$

Идея осуществления значительной деформации без изменения формы заготовок оказалась привлекательной. Автор утверждал, что таким способом можно быстро получать мелкозернистую структуру даже в том случае, когда исходная заготовка является слитком с грубой дендритной структурой. Большинство последователей В.М. Сегала считают интенсивную пластическую деформацию при равноканальном угловом прессовании основной причиной измельчения зерна и не рассматривают процессы изменения дислокационной и зеренной структуры металла при рекристаллизации. Ю.М. Вайнблат показал, что решающее значение на эволюцию зеренной структуры оказывают температурно-скоростные условия деформации, а не степень деформации. Он разработал феноменологическую модель и методику построения диаграммы структурного состояния сплавов (рис. 4) [2; 3].

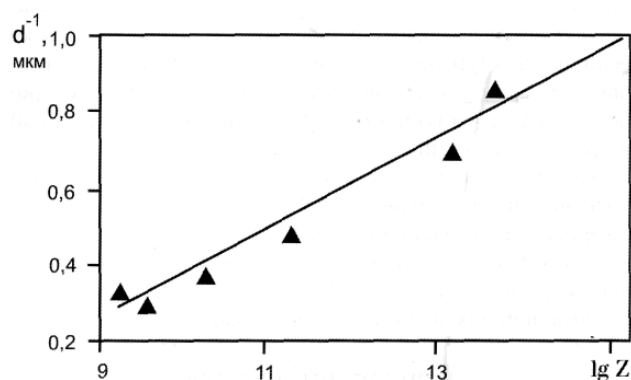


Рис. 2. Зависимость размеров субзерна от параметра Зенера – Холомона для алюминиевого сплава [3]

При этом он использовал понятие о равновесном процессе деформации, для которого запасенная кристаллической решеткой энергия пластической деформации характеризуется параметром Зенера – Холомана $z = \xi_u \exp(Q/R\theta)$, где Q – энергия активации, характеризующая релаксационный процесс, ξ_u и θ – интенсивность скорости деформации и температура. Кроме того, было показано, что для большинства процессов обработки металлов давлением $\lg z > 10$, и справедлива линейная зависимость $\lg z = \lg A + \frac{\beta}{2,3} \sigma_s$ [5, 7, 8]. Запасенную энергию пластической деформации можно характеризовать общей площадью субграниц в единице объема и считать, что она обратно пропорциональна среднему диаметру субзерна d . Это подтверждается экспериментальными данными (рис. 2, рис. 3).

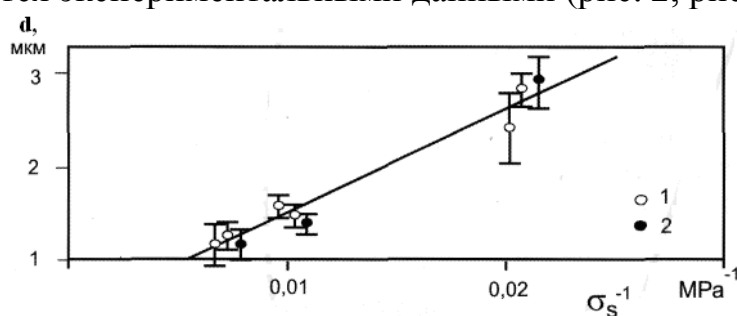


Рис. 3. Зависимость величины субзерна аустенитных сталей 110Хб (1) и 40Х8Г8 (2) от сопротивления деформации на установившейся стадии горячей деформации при θ 1050 °C

Диаграмму структурного состояния условно можно разделить на четыре области, отвечающие различным типам структуры сплава после деформации и термообработки: 1 – сформировавшейся после динамической рекристаллизации и сохранившейся после термообработки; 2 – образовавшейся при статической рекристаллизации в ходе последеформационного отжига; 3 – смешанной структуры; 4 – полученной в результате метадина-

мической или спонтанной рекристаллизации, характеризующейся образованием полигонизованной субструктуры с высокоугловой разориентировкой на субграницах.

Структура формируется в процессе высокоскоростной деформации и рекристаллизации в период охлаждения заготовки после обработки давлением. Пользуясь диаграммой структурного состояния, можно выбирать рациональные температурно-скоростные режимы обработки давлением с целью быстрого достижения требуемой величины зерна, а после термообработки – фазового состава. Практические приложения применения феноменологической модели и диаграмм структурного состояния для разработки технологических процессов были рассмотрены в работах [6; 9; 12–14; 16].

На ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА» была разработана и внедрена инновационная технологияковки и прокатки с применением деформации титановых сплавов в $(\alpha + \beta)$ области. В результате применения найденных режимов по сравнению с применявшейся ранее технологией всестороннейковки и прокатки в β области удалось уменьшить трудоемкость получения готовых изделий в несколько раз [12], а также исключить наследование грубой литой структуры, обеспечить возможность управления микроструктурой сплавов после термообработки.

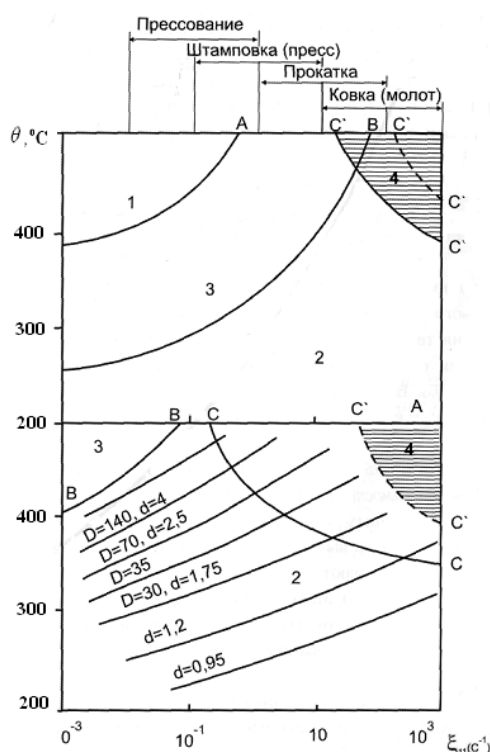


Рис. 4. Примеры диаграмм структурных состояний:

- а)* сплав АК 6 (указаны интервалы скорости деформации для разных видов ОМД); *б)* сплав АК 4-1 (тонкие линии – $z = \text{const}$, размеры диаметра субзерен d и рекристаллизованного зерна D приведены в мкм)

На ОАО «Синарский трубный завод» была разработана и внедрена инновационная технология производства высококачественных насосно-компрессорных труб из непрерывно-литой заготовки [13]. В результате удалось повысить дисперсность зеренной структуры после деформации на ТПА-80 и фазового состава после термообработки труб, уменьшить дисперсию механических свойств стали и повысить выход годного труб первого сорта. Новая технология по сравнению с прежней характеризуется высокими технико-экономическими показателями: снижение себестоимости на 10 %; увеличение производительности трубопрокатного агрегата на 15 %; увеличение выхода годного с 98,80 % до 99,08 %; снижение эксцентричной разностенности труб с 10–12 % до 8–10 % и повышение стойкости линеек прошивного стана на 8–10 %.

На ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат» была исследована, разработана и внедрена прогрессивная технология производства высококачественных железнодорожных колес [14]. Благодаря выбранной схеме и режимам деформации удалось повысить дисперсность зеренной структуры и фазового состава, что привело к повышению твердости колесной стали до уровня 320–340 НВ, за счет уменьшения вредных примесей и неметаллических включений брак колес по УЗК уменьшился в 10 раз. При увеличении нагрузки на вагонную ось с 235 кН до 300 кН пробег колеса увеличился с 400 тыс. км до 650 тыс. км.

Отметим, что области интенсивной деформации характерны не только для процесса равноканального углового прессования. Такими процессами являются всесторонняя ковка, знакопеременное кручение под высоким давлением, радиально-сдвиговая прокатка. Покажем, что для любого процесса обработки давлением характерны такие области. Рассмотрим процесс прессования металла через гладкий контейнер и матрицу [11]. Поле линий скольжения при прессовании с коэффициентом вытяжки $\lambda = 3$ показано на рис. 5а.

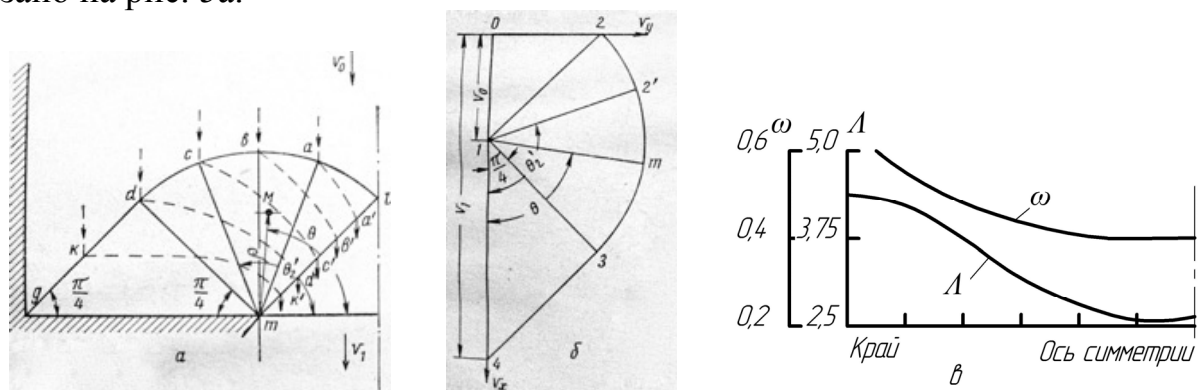


Рис. 5. Случай прессование сплава АМг5 без трения:
а) поле линий скольжения и линий тока; б) годограф скоростей; в) поврежденность сплава АМг5 (ω) и степень деформации сдвига (Λ)

На рис. 5, в показано распределение степени деформации сдвига и поврежденности по толщине полосы. Величина Λ возрастает от центра полосы к периферийным волокнам, причем величина степени деформации Λ в случае прессования без трения будет значительно выше [11]. Здесь интенсивно деформируются периферийные области. Схема процесса волочения листа (для простоты воспользуемся процессом волочения без трения) через щелевидную матрицу – волоку с углом $\alpha = 15^\circ$ с коэффициентом вытяжки 1,37 представлена на рис. 6.

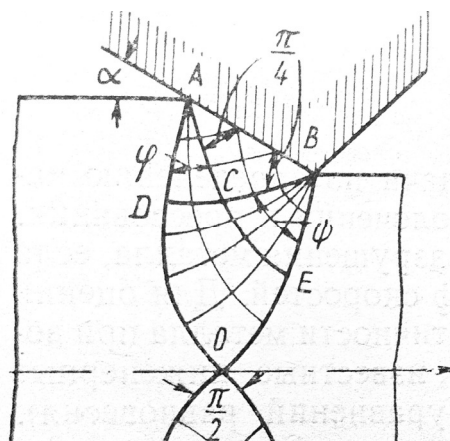


Рис. 6. Схема процесса волочения листа

Для определения напряженного состояния и степени деформации сдвига Λ , а также поврежденности ω при волочении использовался метод линий скольжения (решение данной задачи приведено в [11]). На рис. 7 приведены результаты расчета Λ и ω .

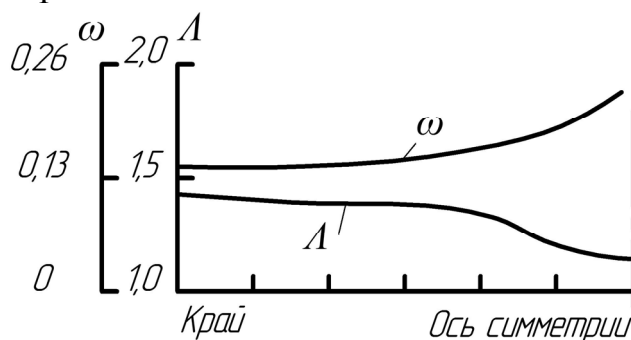


Рис. 7. Поврежденность стали марки 20 и степень деформации сдвига при волочении листа

Заметим, что областями интенсивной пластической деформации при волочении являются области контакта металла и инструмента. При равноканальном угловом прессовании заготовки из сплава Л96 с углом поворота каналов $\beta = 90^\circ$ без трения значение степени деформации сдвига $\Lambda = 2$, а поврежденность $\omega = 0,051$ [15].

Из анализа рассмотренных процессов равноканального прессования, прямого прессования, волочения заготовок видно, что известными способами обработки давлением можно добиться требуемой степени деформации, практическое осуществление которых намного легче по сравнению с процессом равноканального прессования. Традиционные процессы ОМД можно реализовать с рациональными температурно-скоростными условиями деформации и поврежденности металла, обеспечивающими получение ультрадисперсной структуры.

Заключение

Получение материалов с ультрадисперсной структурой является актуальной технологической проблемой. Решение ее может быть достигнуто применением традиционных способов обработки металлов давлением. Феноменологический подход к построению моделей эволюции зеренной структуры, основанный на исследовании закономерности упрочнения и разупрочнения сплавов при деформации, полигонизации и рекристаллизации позволяет найти рациональные температурно-скоростные режимы ОМД, используя диаграммы структурного состояния. Практические достижения работы связаны с модернизацией технологических процессовковки ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов, освоения радиально-сдвиговой прокатки в линии трубопрокатного агрегата (ТПА-80), а также внедрением новой технологии производства железнодорожных колес.

Список использованных источников

1. *Сегал В.М.* Патент СССР № 575892, 1977.
2. *Вайнблат Ю.М.* Диаграммы структурных состояний и карты структур алюминиевых сплавов // *Металлы*. 1982. № 2. С. 82–88.
3. *Вайнблат Ю.М., Клепачевская С.Ю., Ланцман П.Ш.* Диаграммы структурных состояний и рекристаллизации горячедеформированного сплава АК4-1 // *Физика металлов и металловедение*. 1977. Т. 44, вып. 4. С. 834.
4. *Рекристаллизация металлических материалов* / под ред. Ф. Хесснера. М.: Металлургия, 1972.
5. *Грачев С.В.* Физическое металловедение / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов [и др.] Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001.
6. *Богатов А.А., Левин И.В., Шибанов А.С.* Основы математического моделирования формоизменения и эволюции зеренной структуры металла при обработке давлением // *Кузнечно-штамповочное производство: перспективы и развитие*. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2005.
7. *Jonas J.J. and Sellars C.M.* Physical and Computer Modeling of the Thermomechanical Processing of Steel, Iron and Steelmarker. October, 1992.
8. *She G., Sematin S.L. and Shivpuri R.* Modeling Michrostructure Development during the Forging of waspaloy. Metallurgical and Materials

Transactions A, 26A (1995), 1795.

9. *Богатов А.А., Левин И.В.* Физические основы и математическое моделирование процесса эволюции макро- и микроструктуры титановых сплавов // Современные технологии производства транспортного металла. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. С. 197.

10. *Кристиансен Дж.* Теория превращения в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978.

11. *Колмогоров В.Л.* Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия. 1970. С. 229.

12. *Шибанов А.С.* Разработка, исследование и внедрение прогрессивных технологических процессовковки слитков из жаропрочных титановых сплавов. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2007.

13. *Овчинников Д.В.* Разработка, исследование и внедрение технологии производства высококачественных насосно-компрессорных труб из непрерывнолитых заготовок. Екатеринбург: УрФУ, 2011. 180 с.

14. *Кушнарев А.В., Богатов А.А., Киричков А.А.* [и др.] Новая технология производства высококачественных железнодорожных колес // Сталь. 2010. № 3. С. 58–62.

15. *Богатов А.А., Лецев И.В.* Технология производства металлов и вторичных материалов // Республиканский научный журнал. КГИУ. 2011. № 1 (19). С. 110–117.

16. *Кушнарев А.В.* Разработка и теоретическое исследование новых способов изготовления железнодорожных колес на ОАО «НТМК». Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 46 с.