

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ

Структура и фазовый состав сталей и сплавов обеспечиваются химическим составом, выбором рациональных режимов деформации и термообработки и определяют уровень физических и механических свойств, а также эксплуатационную надежность изделий, полученных обработкой металлов давлением. Разработка феноменологических моделей эволюции зеренной структуры и фазового состава сталей, основанных на использовании категорий механики сплошных сред и физического материаловедения, имеет важное значение для развития теории обработки металлов давлением [1–8].

Процессы изменения структуры при деформации, возврате и рекристаллизации

В результате пластической деформации даже при высоких температурах в кристаллических зернах возникает сетка взаимно связанных или сплетенных в клубок дислокаций (ячеистая структура) [1; 2]. Средняя плотность дислокаций возрастает на 3–4 порядка, а среднее расстояние между дислокациями уменьшается до 10 нм, возрастает сопротивление деформации и повышается потенциальная энергия кристаллической решетки. Эта энергия является движущей силой перестройки дислокационной и зеренной структуры в процессах возврата и рекристаллизации. При возврате уменьшается концентрация вакансий (отдых) и происходит перестройка дислокационной структуры (полигонизация), а зеренная структура не изменяется. При рекристаллизации появляются и растут зерна с равновесной структурой. Следует отметить, что работа пластической деформации лишь частично используется для повышения энергии решетки, и основная ее часть (~ 90 %) расходуется на повышение температуры деформируемого тела, что способствует протеканию процессов возврата и рекристаллизации. Зародыши новых зерен представляют собой химические и физические однородные микрообъемы, разделенные поверхностями. Они наиболее охотно образуются на границах деформированных зерен, особенно на стыке двух, трех и четырех зерен, на границах фаз, а также в результате образования полигонизованных субзерен в объеме матричного зерна. Центрами рекристаллизации могут стать субзерна, которые в процессе деформации и полигонизации сформировали подвижную большеугловую границу. Условно процесс эволюции зеренной структуры при рекристаллизации подразделяют на два этапа: образование зародышей и рост новых зерен. Очевидно, что для формирования мелкозернистой структуры необходимо повышать скорость образования в деформи-

рованной матрице зародышей новых зерен, а также препятствовать их росту, однако в заключительной стадии обработки необходимо обеспечить условие для полной рекристаллизации всех зерен матричной фазы, исключая тем самым наследственность грубой структуры. В процессе деформации и полигонизации ячеистая структура в каждом зерне разбивается на отдельные блоки, разделенные малоугловыми объемными границами. Запасенная в ходе деформации энергия расходуется на скольжение или переползание избыточных дислокаций к субграницам, что способствует их превращению в плоские субграницы, одновременно увеличивается разориентировка соседних субзерен. Так образуется зародыш нового зерна, отделенный от матрицы подвижной большеугловой границей и способной к самопроизвольному росту. Можно полагать, что зародыш образуется в месте, где энергия системы достигает критического значения, зависящего от места его появления. Наименьшее его значение характерно для вершины, являющейся общей точкой для четырех зерен матричной фазы, возрастает для ребра, вдоль которого соседствуют три зерна, и для поверхности, разделяющей два зерна или фазы. Наибольшее критическое значение свободной энергии, необходимое для образования зародыша, соответствует его зарождению внутри зерна [9]. Важной кинетической характеристикой процесса рекристаллизации является скорость зарождения (число зародышей новых равновесных зерен (N), образующихся в единицу времени в единице объема), зависящая от активности атомов, участвующих в перестройке зерен. Повышению скорости числа зародышей способствует увеличение скорости деформации, уменьшение протяженности границ зерен матричной фазы, рост числа и повышение дисперсности нерастворенных частиц примесей и второй фазы. Следует иметь в виду, что атомы примесей преимущественно располагаются на границах зерен и сдерживают их рост. При скоростном нагреве возврат не успевает произойти, концентрация вакансий не уменьшается, а необходимая для формирования зародышей новых зерен скорость деформации остается высокой, так же как и запасенная в результате пластической деформации внутренняя энергия, что приводит к термодинамическому стимулированию процесса рекристаллизации и увеличению скорости зарождения зерен. Таким образом, создаются условия получения ультрадисперсной микроструктуры. Повышение температуры последеформационного отжига и увеличение его продолжительности способствуют повышению роста субзерен, связанного с миграцией большеугловых границ и коалисценцией зародышей с близкой кристаллографической ориентировкой. Процесс рекристаллизации характеризуется

долей рекристаллизационного объема $\lambda = 1 - \exp\left(-\frac{\tau}{t_{50}}\right)^n$, размером рекри-

сталлизованного зерна $D = B \cdot \tau^m$, здесь t_{50} – время, в течение которого 50 % зерен подверглись рекристаллизации; n , B и m – константы материала; τ – время отжига.

Феноменологические модели структурного состояния

В основу феноменологических моделей структурного состояния, коэффициенты которых определяются в опытах, положены закономерности упрочнения и разупрочнения металла при обработке. Для большинства процессов высокотемпературной обработки металлов давлением (ОМД) характерным является равновесный процесс деформации, для которого после достижения степенью накопленной деформации (ε_u) критического значения (ε_*) сопротивление деформации σ_s определяется только влиянием интенсивности скорости деформации ($\dot{\varepsilon}_u$) и температуры (θ), а обобщенной характеристикой равновесного процесса является параметр Зенера – Холомона $z = \dot{\varepsilon}_u \exp(Q/R\theta)$, где Q – энергия активации, характеризующая релаксационный процесс. Для большинства процессов ОМД имеет место диапазон значений $\lg z > 10$, для которого справедлива линейная зависимость $\lg z = \lg A + \frac{\beta}{2,3} \sigma_s$. Запасенная энергия пластической деформации определяется общей площадью субграниц в единице объема и обратно пропорциональна среднему диаметру субзерна (d), а с другой – значением сопротивления деформации, или параметра z . На рис. 1 и рис. 2 показано, что величина диаметра субзерна d обратно пропорциональна σ_s и $\lg z$.

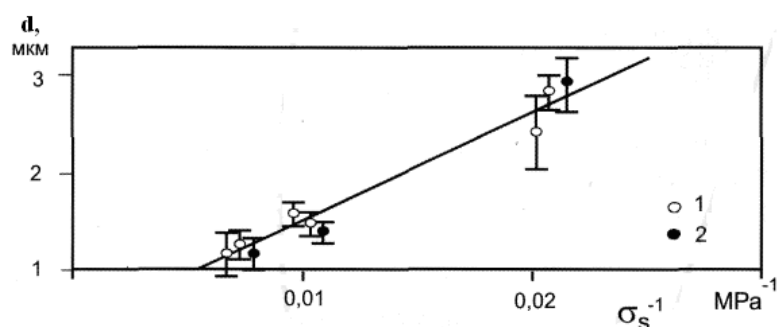


Рис. 1. Зависимость величины субзерна аустенитных сталей 110Хб (1) и 40Х8Г8 (2) от сопротивления деформации на установившейся стадии горячей деформации при θ 1050° С [10].

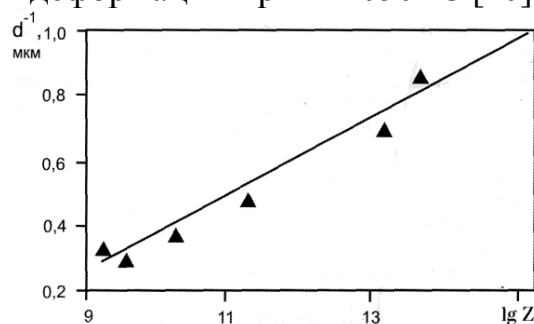


Рис. 2. Зависимость размеров субзерна от параметра Зенера –Холомона для алюминиевого сплава [4]

Показано было, что средний диаметр рекристаллизованных зерен (D) пропорционально зависит от d [4].

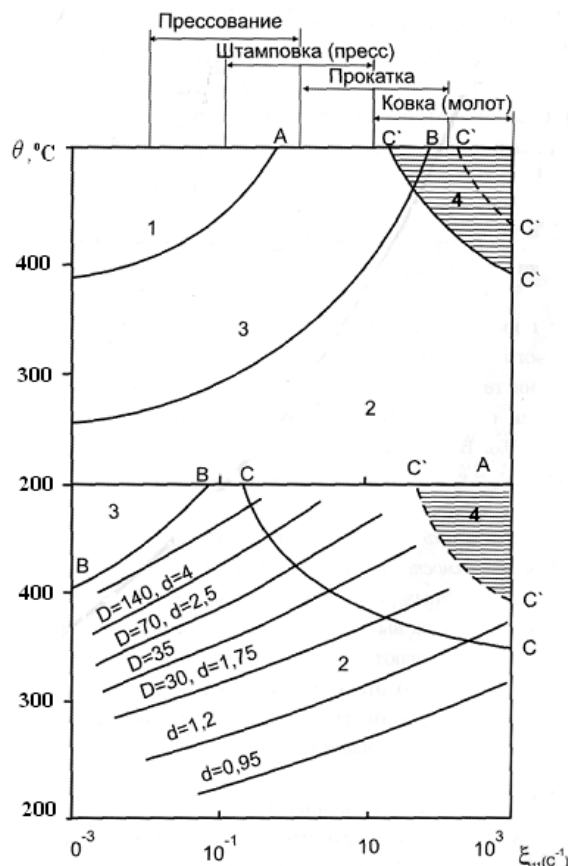


Рис. 3. Примеры диаграмм структурных состояний:

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

На рис. 3 приведена диаграмма структурных состояний для алюминиевых сплавов. Линии AA, BB и CC соответствуют определенным значениям $\lg z$ и разделяют диаграмму 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 метадинамической, или спонтанной рекристаллизации; характеризует формирование полигонизованной структуры в процессе высокоскоростной и высокотемпературной деформации и рекристаллизации в период охлаждения заготовки после ОМД.

Разработка моделей развития макро- и микроструктуры для титановых сплавов

Моделирование формоизменения, температуры и интенсивности напряжения

Моделирование температурно-скоростных условий, степени накопленной деформации и интенсивности напряжений при протяжке заготовок осуществлялось с помощью программы «Deform 3D» в зависимости от отношения ширины к высоте поперечного сечения b_0/h_0 от 0,57 до 1, относительной величины подачи l_0/b_0 от 0,3 до 0,7 и относительного обжатия $\Delta h/h_0$ от 0,1 до 0,20 с использованием линейного ортогонального плана 2^3 . Целевые функции: степень накопленной деформации ε_u ; скорость деформации $\dot{\xi}_u$; температура θ и интенсивность напряжения σ_u были рассчитаны по семи линиям тока, расположенным в четверти поперечного сечения заготовки и одиннадцати точках по длине очага деформации от +1 до -1,5l.

Моделирование упрочнения титановых сплавов

Моделирование осуществлялось на трех типах пластометров: на осадку, кручение и растяжение для пятнадцати различных марок сплавов, в том числе наиболее распространенных: ВТ-6; ВТЗ-1; ВТ-22; ОТ4-1, а также нового высокопрочного сплава 5-5-3. Диапазон варьирования температуры от 600 °С до 1250 °С; скорости деформации от 10^{-2} до 10^2 , степени накоплений деформации от 0 до 0,8. В результате были установлены критические значения $\varepsilon_u = \varepsilon_*$ и аппроксимационные зависимости $\sigma_s(\xi_u, \theta)$.

Исследование макро- и микроструктуры сплава Ti-6Al-4V в зависимости от технологииковки

В серийных технологических процессах при ковке величину укова за вынос и режимковки (обжатие – подача за проход) назначают, исходя из требований конкретного технологического этапаковки. Представленная на рис. 4 макро- и микроструктура для биллета диаметром 155 мм удовлетворяет требованиям нормативно-технической документации.

Биллет, изготовленный в $(\alpha + \beta)$ -области с уковом 3,2 (рис. 4а), имеет матовую структуру с элементами блеска и микроструктуру без границ первоначального β -превращенного зерна с вытянутыми α -пластинами длиной до 20 мкм. Количество α -фазы составляет 50–60 %. Биллет, изготовленный в $(\alpha + \beta)$ -области с уковом 5,0 (рис. 4б) имеет более матовую макроструктуру и микроструктуру преимущественно глобулярного типа с протяженностью α -фазы в пределах 8–12 мкм, что способствует повышению пластичности.

Выявлено влияние режимовковки (подача, обжатие) на степень глобулярности α -фазы по сечению кововой заготовки с β -превращенной макроструктурой в $(\alpha + \beta)$ области. Особое влияние подачи на характер микроструктуры было установлено для центральной области заготовки и в меньшей степени – для периферийной зоны.

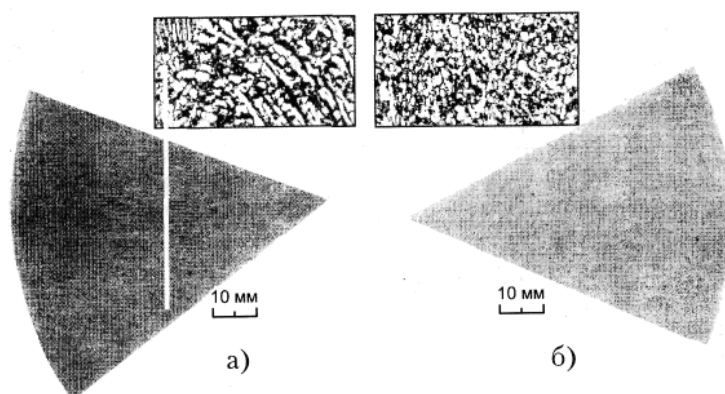


Рис. 4. Макро- и микроструктура биллетов сплава Ti-6Al-4V при укове в $(\alpha + \beta)$ -области, соответствующем 3,2 (а) и 5,0 (б)

Влияние способов и режимов горячей деформации непрерывно-литой заготовки на микроструктуру стали

В настоящее время трубную заготовку получают в виде непрерывно-литой заготовки, а также после прокатки на заготовочном или крупносортом стане. На ТПА80 ОАО «Синарский трубный завод» впервые была освоена технология обжата непрерывнолитой заготовки перед прошивным станом. Обжатие осуществляют на трехвалковом стане винтовой прокатки. Исследование напряженного и деформированного состояния металла позволило установить рациональные режимы обжата, калибровку и настройку инструмента, обеспечивающую накопленную степень деформации выше критического значения, а также равномерное ее распределение в поперечном сечении заготовки. Это позволило достичь повышения дисперсности структуры стали после винтовой прокатки по сравнению со структурой трубной заготовки, полученной после прокатки на стане «650» ОАО «НТМК» (рис. 5). Размер зерна после винтовой прокатки в 5 раз меньше размера зерна после продольной прокатки на крупносортом стане.

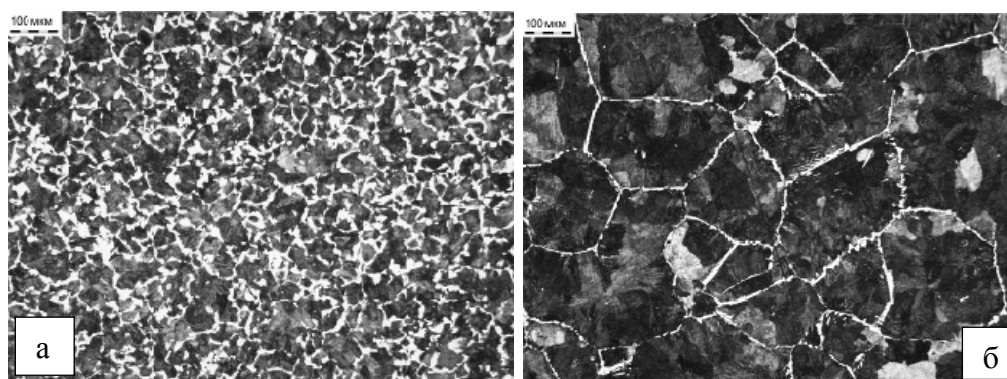


Рис. 5. Микроструктура металла непрерывно-литой заготовки после обжата (а) и катаной заготовки после нагрева (б)

Заключение

В механике обработки металлов давлением успешно используется конечно-элементное моделирование технологических процессов и определяются инвариантные характеристики напряженного и деформированного состояния, а также температура в любой точке очага деформации. Известные модели изменения дислокационной и зеренной структур при деформации, полигонизации и рекристаллизации позволяют судить об исследуемых процессах на качественном уровне. Феноменологический подход к построению моделей эволюции зеренной структуры, основанной на исследовании закономерности упрочнения и разупрочнения сплавов при деформации, полигонизации и рекристаллизации позволяет найти рациональные температурно-скоростные режимы ОМД с целью формирования требуемой структуры и механических свойств при последующей термообработке.

Список использованных источников

1. Рекристаллизация металлических материалов / под ред. Ф. Хесснера. М.: Металлургия, 1972.
2. Грачев С.В. Физическое металловедение / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов [и др.] Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001.
3. Вайнблат Ю.М. Диаграммы структурных состояний и карты структур алюминиевых сплавов // Металлы. 1982. № 2. С. 82–88.
4. 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.
5. 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.
6. Jonas J.J. and Sellars C.M. Physical and Computer Modeling of the Thermomechanical Processing of Steel, Iron and Steelmaker. October, 1992.
7. She G., Sematin S.L. and Shivpuri R. Modeling Microstructure Development during the Forging of waspaloy. Metallurgical and Materials Transactions A, 26A (1995), 1795.
8. 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.
9. Кристиансен Дж. Теория превращения в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978.