

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ГЦК-СПЛАВОВ
С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ НЕДЕФОРМИРУЕМЫМИ ЧАСТИЦАМИ**

Ковалевская Т.А, Данейко О.И.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия, E-mail: takov47@mail.ru*

Применение композитов на основе металлической матрицы, упрочнённой дисперсными частицами второй фазы, остаётся по-прежнему актуальным в разных областях промышленности и военной техники. Металлические дисперсно-упрочненные материалы обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью. Варьируя состав матрицы и наполнителя, можно получить материалы с требуемым набором свойств. Математическое моделирование позволяет варьировать характеристики дисперсно-упрочнённого материала и воздействия на него в широких пределах, что практически невозможно сделать экспериментально. Современные методы математического моделирования позволяют прогнозировать пластическое поведение дисперсно-упрочненного материала, исследовать механизмы пластической деформации, определяющие прочностные и пластические свойства материала.

Дисперсные частицы упрочняющей фазы оказывают сопротивление движению дислокаций при нагружении материала. Чем сильнее это сопротивление, тем выше прочность. Эффективность упрочнения зависит от вида частиц, их размера, формы, объемной концентрации, а также от равномерности распределения в матрице. В данной работе исследуется материал с ГЦК-матрицей и некогерентными недеформируемыми сферическими частицами упрочняющей фазы. Разработана математическая модель, в основе которой лежит атомно-дислокационная интерпретация концепции упрочнения и отжига, каждому элементу деформационной дефектной структуры соответствует дифференциальное уравнение баланса этого дефекта. В модели учтены релаксационные и аннигиляционные процессы, связанные с генерацией точечных дефектов. В уравнениях баланса сдвигообразующих дислокаций учтена аннигиляция винтовых дислокаций поперечным скольжением, невинтовых – переползанием за счет осаждения на них точечных дефектов. Учтено, что при росте призматических дислокационных петель и увеличении плеча дислокационных диполей они теряют устойчивость и по дальнейшему поведению становятся аналогичными сдвигообразующим дислокациям.

Показано, что для гетерофазных материалов с недеформируемыми частицами существует некоторая критическая плотность дислокаций ρ_c , определяемая масштабными характеристиками упрочняющей фазы, при превышении которой качественно изменяется характер дефектной структуры зоны сдвига, и в связи с этим и количество уравнений в модели [1]. Модель представляет собой систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов различного типа, которая включает шесть или восемь уравнений в зависимости от интервала плотностей дислокаций. В условиях докритической плотности дислокаций ($\rho < \rho_c$) основными элементами деформационной дефектной структуры являются сдвигообразующие дислокации (их плотность обозначим ρ_m) и призматические петли межузельного (ρ_p^i) и вакансионного (ρ_p^v) типа. В закритической области ($\rho > \rho_c$) к ним добавляются межузельные (ρ_d^i) и вакансионные (ρ_d^v) дипольные дислокационные конфигурации. Модель также включает уравнение, связывающее скорость деформации $\dot{\alpha}$ с дефектностью материала и приложенным воздействием. Таким образом, система уравнений баланса элементов деформационной дефектной среды может быть записана в виде [2]:

$$\begin{aligned}\frac{d\rho_m}{da} &= (1-\omega_s P_{as}) \frac{F}{Db} - \frac{2b}{a} ((1-\omega_s) \rho_m^2 \min(r_a, \rho_m^{-1/2}) (c_{2v} Q_{2v} + c_{1v} Q_{1v} + c_i Q_i) + \\ &+ \alpha \sqrt{\rho} (\rho_p^v (c_{1v} Q_{1v} + c_{2v} Q_{2v}) + \rho_p^i c_i Q_i) + \frac{1}{r_a} (\rho_d^i c_i Q_i + \rho_d^v (c_{1v} Q_{1v} + c_{2v} Q_{2v}))), \\ \frac{d\rho_p^i}{da} &= \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} - \frac{2\alpha}{a} \sqrt{\rho} \rho_p^i b (2c_{2v} Q_{2v} + c_i Q_i + 2c_{1v} Q_{1v}), \\ \frac{d\rho_p^v}{da} &= \frac{\langle \chi \rangle \delta}{2\Lambda_p^2 b} - \frac{2\alpha}{a} \sqrt{\rho} \rho_p^v b (c_{2v} Q_{2v} + 2c_i Q_i + c_{1v} Q_{1v}), \\ \frac{d\rho_d^v}{da} &= \frac{1}{\Lambda_p b} - \frac{2b}{a r_a} \rho_d^v (c_{2v} Q_{2v} + c_i Q_i + c_{1v} Q_{1v}), \\ \frac{d\rho_d^i}{da} &= \frac{1}{\Lambda_p b} - \frac{2b}{a r_a} \rho_d^i (c_{2v} Q_{2v} + c_i Q_i + c_{1v} Q_{1v}), \\ \frac{dc_i}{da} &= q \frac{\tau_{dyn}}{G} - \frac{c_i}{a} [((1-\omega_s) \rho_m + \rho_p + \rho_d) b^2 Q_i + Q_{1v} c_{1v} + Q_{2v} c_{2v} + Q_i (c_{1v} + c_{2v})], \\ \frac{dc_{1v}}{da} &= \frac{q \tau_{dyn}}{6G} - \frac{1}{a} [(((1-\omega_s) \rho_m + \rho_p + \rho_d) b^2 + c_i + c_{1v}) Q_{1v} c_{1v} + Q_i c_i c_{1v} - (Q_{2v} + Q_i) c_i c_{2v}], \\ \frac{dc_{2v}}{da} &= \frac{5q \tau_{dyn}}{6G} - \frac{1}{a} [(((1-\omega_s) \rho_m + \rho_p + \rho_d) b^2 + c_i) Q_{2v} c_{2v} + Q_i c_i c_{2v} - Q_{1v} c_{1v}^2], \\ \dot{a} &= \frac{8}{\pi} \frac{\nu_D B \beta_r^{1/2}}{\xi^{1/6} F (1 - \beta_r)} \frac{\tau^3 (((1 - \beta_r) \rho_m + \rho_p + \rho_d) (\tau - \tau_a))^{1/3}}{G^{4/3} b^{1/3} (\tau^2 - G^2 b^2 \xi \beta_r \rho_m) \rho_m^{1/2}} \exp\left[-\frac{0,2Gb^3 - (\tau - \tau_a)\Lambda b^2}{kT}\right].\end{aligned}$$

Здесь a – деформация сдвига; D – диаметр зоны сдвига; F – параметр, определяемый формой дислокационных петель и их распределением в зоне сдвига; b – модуль вектора Бюргерса; ω_s – доля винтовых дислокаций; r_a – критический радиус захвата; P_{as} – вероятность аннигиляции винтовых дислокаций; τ_{dyn} – напряжение, избыточное над статическим сопротивлением движению дислокаций; Q_j – кинетический коэффициент; ν_D – частота Дебая; k – постоянная Больцмана; T – температура деформирования; $\langle \chi \rangle$ – средняя величина параметра, характеризующего геометрию дислокаций на частицах; Λ_p – расстояние между частицами второй фазы, δ – размер частиц; c_i, c_{1v}, c_{2v} – концентрация межузельных атомов, моновакансий и бивакансий соответственно; q – параметр, определяющий интенсивность генерации точечных дефектов; G – модуль сдвига; B – параметр, определяемый вероятностью образования дислокационных барьеров, ограничивающих зону сдвига; ρ – плотность дислокаций; ξ – множитель Смоллмэна; τ – сдвиговое напряжение; Λ – длина свободного дислокационного сегмента; β_r – доля реагирующих дислокаций леса.

Проведено исследование влияния масштабных характеристик упрочняющей фазы, внешнего воздействия, температуры, скорости деформации на кривые деформационного упрочнения и эволюцию составляющих деформационной дефектной подсистемы ГЦК-монокристаллов дисперсно-упрочненных материалов в условиях деформации с постоянной скоростью деформирования. Выявлено, что увеличение расстояний между частицами и уменьшение размеров частиц существенно снижают плотность всех типов дислокаций, достигаемую в процессе деформации, и уменьшают деформационное упрочнение материала.

Вид кривой температурной зависимости напряжения течения существенно не отличается для материалов с разной матрицей (рис. 1), при этом чем выше модуль сдвига матрицы, тем большие напряжения возникают в материале (рис. 1, кривые 7-9).

Существуют области сильной и слабой температурной и скоростной зависимости на кривой напряжения течения. Наиболее сильно температурная зависимость напряжения течения выражена при низких температурах деформации за счет вовлечения в аннигиляционные процессы всё большего числа деформационных точечных дефектов и при высоких (близких к температуре плавления) температурах за счёт термодинамически равновесных точечных дефектов.

Скоростная чувствительность обусловлена, прежде всего, тем, что с ростом температуры интенсивность аннигиляционных процессов существенно повышается благодаря увеличивающейся подвижности бивакансий и вакансий, что особенно заметно при малой скорости деформации, так как аннигиляционные процессы успевают осуществиться в полной мере. Скоростная зависимость напряжения течения особо выражена при высоких температурах за счет аннигиляционных процессов с участием термодинамически равновесных точечных дефектов (рис. 1, а, б, в). В целом вид температурной и скоростной зависимости для дисперсно-упрочненных материалов с различной ГЦК-матрицей аналогичен, но со смещением по температурам.

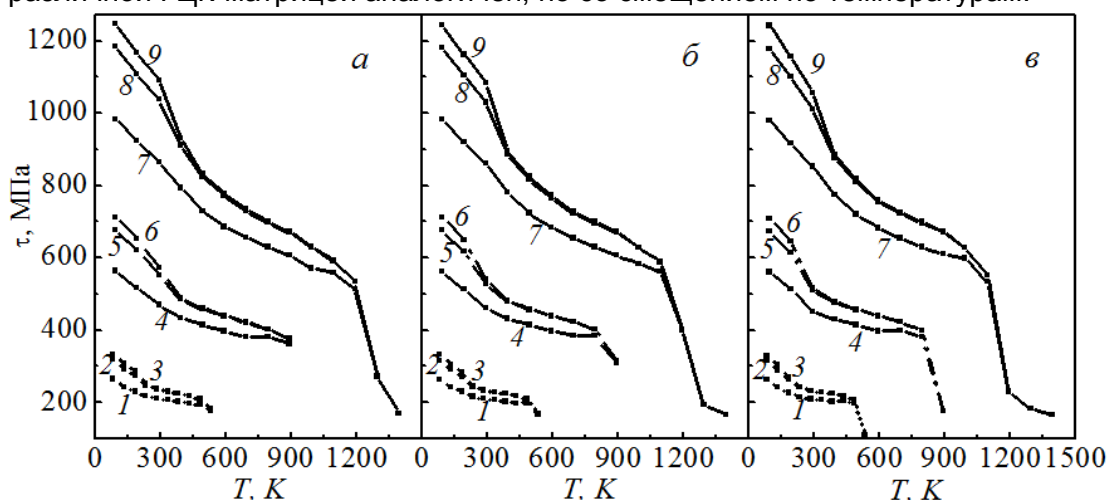


Рисунок 1 - Температурная зависимость напряжения течения для дисперсно-упрочненного материала на основе: 1-3 – алюминия, 4-6 – меди, 7-9 – никеля. Скорость деформации, с^{-1} : а – 10^{-2} , б – 10^{-3} , в – 10^{-4} . Степень деформации: 1, 4, 7 – 0,1; 2, 5, 8 – 0,3; 3, 6, 9 – 0,5.

При более глубокой деформации ($a = 0,5$) температурная и скоростная зависимости более выражены (рис. 1, кривые 3, 6, 9). При высоких температурах скоростная чувствительность обусловлена аннигиляционными процессами с участием термодинамически равновесных точечных дефектов, которые при малой скорости деформации успевают осуществиться в большей мере. При средних температурах аннигиляционные процессы осуществляются за счет деформационных точечных дефектов – бивакансий и моновакансий, которые становятся подвижной с повышением температуры.

Список литературы

1. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 168 с.
2. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Семёнов М.Е., Мелкозёрова Н.А. Влияние скорости деформации на деформационное упрочнение и эволюцию дефектной подсистемы в гетерофазных материалах с ГЦК-матрицей // Изв. вузов. Физика. – 2009. – Т. 52. – № 9-2. – С.125-131.