

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

УДК 621.73

Смирнов О.М., Тулупов С.А., Цепин М.А., Лисунец Н.Л., Бегнарский В.В., Нгуен Чыонг Ан

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ КАК ОСНОВНОЙ ЭЛЕМЕНТ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ*

Компьютерное моделирование находит все более широкое применение в области разработки и проектирования процессов обработки металлов давлением (ОМД). Этому способствует появление доступной по цене высокопроизводительной компьютерной техники с большим объемом оперативной памяти и новыми разнообразными средствами интерфейса для представления, хранения и передачи информации. Кроме этого на рынке интеллектуальной собственности появилось достаточно большое количество компьютерных пакетов прикладных программ и вычислительных систем (ВС) для расчетов формоизменения при упругих, пластических, вязкопластических и вязких деформациях. Среди них при расчетах процессов ОМД хорошо зарекомендовали себя как за рубежом, так и в России такие программные продукты, как QForm («Quantor Soft»), SPLEN («КОММЕК Лтд.»), DeformTM («Scientific Forming Technologies»), MSC SuperForge («MSC Software») и др.

При этом механико-математическая основа этих систем, методы, алгоритмы и процедуры решения краевых задач механики деформируемого твердого тела разработчиками систем, как правило, не раскрываются ввиду жестокой конкуренции и достаточно высокой стоимости программных продуктов. В то же время специалистам известно, что в их основе для проектирования процессов ОМД используются математические модели неизотермического варианта теории течения Леви-Мизеса, которая устанавливает связь компонент тензоров девиаторов напряжений и скоростей деформации через сдвиговую вязкость и определяющие соотношения. Решение

краевой задачи – системы дифференциальных уравнений механики сплошных сред производится численными методами на основе вариационного принципа минимизации функционала мощности поверхностных и объемных сил. При этом производится разбиение (дискретизация) сплошной среды на объемные или плоские конечные элементы (КЭ) в виде тетраэдров (для трехмерных задач) или треугольников (для плоских и осесимметричных). Метод конечных элементов (МКЭ), по сути, – это метод разбиения и конечно-разностный сеточный метод. Он обеспечивает замену системы интегрально-дифференциальных уравнений, описывающей поведение каждого отдельного КЭ, системой алгебраических уравнений в конечных разностях. Эта нелинейная система уравнений решается численными методами с помощью линеаризации, пошаговой и итерационной процедур. При этом МКЭ обеспечивает ассамблирование (объединение) решений для всех элементов в единое целое на каждом шаге по времени и соединение частных и общего решений по полному времени всего процесса формоизменения.

Достоинством компьютерного моделирования процессов ОМД с использованием специализированных ВС, основанных на МКЭ является высокая информативность, наглядность, возможность цветовой и псевдообъемной визуализации, использование фото-, видео- и аудиоэффектов, выбор любых поверхностей, сечений, массивов и отдельных точек в деформированной заготовке или полуфабрикate для форматирования и анализа расчетных данных на поверхности и в объеме в виде таблиц, графиков, диаграмм, полей и т.д. в любой момент времени и на любой стадии процесса. Кроме этого, они позволяют задавать широкий спектр граничных и начальных условий, а также разнообразные зависимости изменения параметров процесса деформации во времени. И, наконец, большинство ВС имеют встроенную (или поставляемую отдельно) базу

* В настоящей статье приводится расширенное изложение содержания ключевого доклада, сделанного одним из авторов от имени российских специалистов в области обработки металлов давлением, на международной конференции по физическому и математическому моделированию процессов обработки металлических материалов, проходившей в Китае с 22 по 27 октября 2007 года.

данных физических и реологических свойств промышленных сплавов. Всё это обеспечивает совершенно иной, качественно более высокий уровень анализа данных моделирования и гибкость в выборе и принятия решений по управлению и оптимизации проектируемых традиционных и разрабатываемых новых процессов ОМД.

Общим недостатком большинства ВС для моделирования процессов ОМД является недостаточное знание разработчиками и особенно большинством продвинутых в чисто компьютерном отношении пользователей особенностей реологического поведения металлических материалов в реальных процессах деформирования при ОМД. Это снижает эффективность работы и перспективы развития ВС в правильном направлении с точки зрения их практического применения. Цель настоящей публикации – дать представление об основах реологического анализа тем, кто использует в своей работе не традиционные методы механики сплошных сред, а компьютерное конечно-элементное моделирование.

Классификация видов деформации в зависимости от температурных режимов

Температура деформации, как известно, является одним из самых важных факторов, определяющих вид необратимого формоизменения, и связана с механизмом деформации, который, в свою очередь, определяет реологическое поведение деформируемого материала. Принято различать четыре основных вида деформации, существующей в определенных температурных диапазонах. Примерные температурные диапазоны видов деформации, типичных для металлических материалов в процессах обработки металлов давлением (ОМД), представлены в табл. 1 по отношению к температуре плавления $T_{пл}$ в градусах К.

Реологическое поведение большинства металлических материалов согласно представленным

видам деформации может быть оценено параметром деформационного упрочнения n и параметром скоростного упрочнения m в степенном реологическом уравнении вязкопластической среды с нелинейным скоростным и деформационным упрочнением (без учета упругих деформаций):

$$\sigma_e = \sigma_s + K_T \xi_e^m \varepsilon_e^n, \tag{1}$$

где σ_e – эффективное напряжение; σ_s – условный предел текучести при данной температуре; ξ_e и ε_e – эффективные скорость и степень деформации; K_T – константа, зависящая от температуры деформации и имеющая размерность напряжений. При этом подразумевается, что эффективная скорость деформации ξ_e нормирована к единичной скорости $\xi_1 = 1 [c^{-1}]$.

Холодная деформация рассматривается как деформация с полным деформационным упрочнением ($0,3 \leq n \leq 1,0$) и отсутствием скоростного упрочнения ($m \rightarrow 0$). Механизм деформации, называемой в этом случае **пластической деформацией**, обусловлен внутризеренными сдвигами по преимущественным плоскостям и направлениям скольжения кристаллической решетки или двойникованием зерен по плоскостям, где действуют максимальные касательные напряжения. Сдвиги по кристаллографическим плоскостям внутри кристаллической решетки и в объеме зерен происходят при условии превышения касательным напряжением некоторого предела $\tau \geq k$, называемого пластической постоянной и определяющего величину предела текучести на сдвиг τ_s . Деформационное упрочнение в этом случае происходит в результате действия дислокационного механизма внутризеренного скольжения и накопления дислокаций в объеме и по границам зерен. Определяющие соотношения для пластической среды с нелинейным деформационным упрочнением при этом принимают вид:

$$\sigma_e = \sigma_s + K'_T \varepsilon_e^n. \tag{2}$$

При $n=1,0$ коэффициент K'_T пропорционален модулю пластичности второго рода G для перехода твердого тела из упругого в пластическое состояние по энергетическому условию пластичности Мизеса $\sigma_e = \sigma_s$, а уравнение (2) описывает линейно упрочняющуюся жестко пластическую среду:

$$\sigma_e = \sigma_s + G\varepsilon_e. \tag{3}$$

Горячая деформация характеризуется практически полным отсутствием деформационного упрочнения металла

Таблица 1

Зависимость видов деформации от температурных режимов ОМД

Вид деформации	Температурный диапазон	Показатель деформационного упрочнения n	Показатель скоростного упрочнения m
Холодная	$< 0,3 T_{пл}$	$> 0,3$	$\rightarrow 0$
Теплая	$(0,3 \dots 0,5) T_{пл}$	$0,2 \dots 0,3$	$0,01 \dots 0,1$
Полугорячая	$(0,5 \dots 0,7) T_{пл}$	$0,1 \dots 0,2$	$0,1 \dots 0,2$
Горячая	$> 0,7 T_{пл} (\rightarrow 1,0 T_{пл})$	$< 0,1 (\rightarrow 0)$	$> 0,2 (\rightarrow 1,0)$

($n \rightarrow 0$), а в некоторых случаях и его разупрочнение из-за динамической перекристаллизации, в результате которой происходит образование новых зерен, свободных от скопления дислокаций. При этом скоростное упрочнение преобладает ($0,2 \leq m \leq 1,0$) за счет интенсивного протекания диффузионных процессов, обеспечивающих движением точечных дефектов (вакансий и дислоцированных атомов), а также движением и переползанием линейных и объёмных дефектов кристаллической решетки – краевых и винтовых дислокаций в объёме и по границам зерен под действием линейных напряжений. При этом скорости перемещения точечных, линейных и объёмных дефектов кристаллической решетки зерен зависят от величины приложенных напряжений. В этом случае необратимое формоизменение и остаточная деформация обусловлены вязким течением материала и называется **вязкой деформацией**. В предельном случае для температуры горячей деформации равной $T_{пл}$ ($m=1$) вязкое течение жидкого металла может описываться уравнением идеальной жидкости Ньютона.

$$\sigma_e = \eta \dot{\xi}_e, \quad (4)$$

где η – коэффициент вязкости.

Так как для большинства сплавов переход из твердого кристаллического состояния в жидкое аморфное происходит в некотором интервале температур начала $T_{плн}$ и окончания плавления $T_{плк}$, то для описания поведения материала в твердожидком состоянии может быть использовано уравнение нелинейно-вязкой жидкости

$$\sigma_e = K_m^n \cdot \xi_e^m. \quad (5)$$

Соответственно для температурного интервала горячей деформации при отсутствии деформационного упрочнения ($n \rightarrow 0$) поведение деформируемого материала может быть описано уравнением вязкопластической среды с нелинейным деформационным упрочнением:

$$\sigma_e = \sigma_0 + K_m^m \cdot \varepsilon_e^n \xi_e^m, \quad (6)$$

где σ_0 – пороговое напряжение, характеризующее некоторый энергетический барьер, который должны преодолеть дефекты кристаллической решетки для начала перемещения.

Теплая деформация характеризуется неполным деформационным упрочнением и слабым протеканием диффузионных процессов, обеспечивающих скоростное упрочнение. Для полугорячей деформации характерно неполное разупрочнение из-за частичной динамической рекри-

сталлизации и более выраженное скоростное упрочнение. В обоих случаях необратимая деформация рассматривается как **вязкопластическая**, а поведение деформируемого материала может удовлетворительно описываться уравнением (1). Учет влияния температуры деформации в этом случае для температурных коэффициентов в уравнениях (1)–(6) может быть использован экспоненциальный множитель Аррениуса

$$\hat{E}_T = k \exp \left[\frac{Q_\theta}{RT} \right]. \quad (7)$$

Классификация металлических материалов как объектов деформации

Тип структуры деформируемого материала является также существенным фактором, определяющим реологические состояние и рациональные скоростные режимы деформации. Чем меньший размер зерна, тем больше вязкая компонента вязкопластической деформации поликристаллических агрегатов при повышенных температурах. В **табл. 2** приведена классификация металлических материалов по типу структуры, приближенно оцененной по среднему размеру зерна, для описания их типичного реологического состояния в процессе деформации при повышенных температурах. Несмотря на достаточно условный характер разбиения по типам структур и температурно-скоростных режимов, она позволяет ориентироваться в вопросах выбора реологических моделей при выборе методов решения краевых задач теории обработки металлов и построения математических моделей процессов формоизменения.

Для монокристаллов и крупнозернистых материалов со средним размером зерна больше 100 мкм главный механизм деформации при повышенных температурах – внутризёрное дислокационное скольжение. Можно считать, что эти материалы относятся к типично пластическим средам и вязкую компоненту можно не учитывать ($m \rightarrow 0$). Соответственно металлы и сплавы с таким типом структуры следует рассматривать с реологической точки зрения как **пластичные материалы** (ПМ).

Реологическое поведение средне- и мелкозернистых материалов со средним размером зерна от 10 до 100 мкм может быть описано моделью вязкопластической среды со значимой долей вязкого компонента ($m=0,1 \dots 0,2$). Поэтому при деформировании в условиях теплой, полугорячей и горячей деформации при скоростях, типичных для большинства процессов ОМД, их целесообразно рассматривать как **вязкопластичные материалы** (ВПМ).

Таблица 2

Структурные особенности температурно-скоростных режимов деформации металлических материалов в зависимости от их реологического состояния и структуры

Тип структуры материала	Средний размер зерна, мм	Температурный интервал деформации	Диапазон скоростей деформации, с ⁻¹	Типичное реологическое состояние
Монокристалл	Размер монокристалла	(0,5 ... 0,9) T _{пл}	10 ⁻¹ ... 10 ¹	Пластическое
Крупнозернистый	> 100	(0,5 ... 0,9) T _{пл}	10 ⁻¹ ... 10 ¹	Пластическое
Среднезернистый	10 ⁻¹ ... 100	(0,5 ... 0,9) T _{пл}	10 ⁻¹ ... 10 ²	Вязкопластическое
Мелкозернистый	10 ⁻² ... 10 ⁻¹	(0,5 ... 0,8) T _{пл}	10 ⁻¹ ... 10 ²	Вязкопластическое
Ультрамелкозернистый	10 ⁻³ ... 10 ⁻²	(0,5 ... 0,8) T _{пл}	10 ⁻⁶ ... 10 ⁻³	Сверхпластическое
Субмикросернистый	10 ⁻⁴ ... 10 ⁻³	(0,5 ... 0,9) T _{пл}	10 ⁻³ ... 10 ⁻¹	Сверхпластическое
Нанокристаллический	10 ⁻⁵ ... 10 ⁻⁴	(0,9 ... 0,99) T _{пл}	10 ⁻¹ ... 10 ²	Сверхпластическое
Объёмно-аморфный	–	(0,6 ... 0,8) T _{пл}	10 ² ... 10 ⁵	Вязкое

Ультрамелкозернистые, субмикросернистые и нанокристаллические материалы со средним размером зерна меньше 10 мкм деформируются при повышенных температурах и в определенном диапазоне скоростей деформации как вязкопластические среды. Но в этом случае вязкий компонент преобладает ($m > 0.3$), поскольку главный механизм деформации – внутризёрненное зернограничное скольжение и диффузионная ползучесть. Пластический компонент, связанный со скольжением дислокаций контролирует процессы аккомодации (приспособления) границ зерен при их взаимных поворотах и изменении формы и вносит небольшой вклад в полную остаточную деформацию. Последние три типа структуры металлических материалов определяют их реологическое поведение как вязкопластическое. Это также позволяет рассматривать их как **сверхпластичные материалы** (СПМ), для которых вязкие свойства при деформации являются преобладающими по сравнению с пластическими.

Реологическая модель, описывающая поведение ВПМ и СПМ, показана на **рис. 1**. Она отражает механизм деформации, характерный для струк-

турной сверхпластичности (**рис. 2**). Этот механизм состоит в развороте зёрен (вязкое межзёрненное зернограничное скольжение) со сменой соседей, которые также могут деформироваться пластически (сдвиговая внутризёрненная деформация).

Для модели упруговязкопластичной среды, предложенной для описания реологического поведения ВПМ и СПМ и включающей одновременно два пластических элемента для порогового напряжения σ_0 и условного предела текучести σ_s соответственно, без учета упругой составляющей можно также использовать уравнение вида

$$\sigma_e = \sigma_s \frac{\sigma_0 + K_v \xi^{m_v}}{\sigma_s + K_v \xi^{m_v}} \tag{8}$$

Оно позволяет удовлетворительно описать вязкопластичное течение деформируемого материала, у которого отсутствует деформационное упрочнение, в широком диапазоне скоростей – от ползучести до высокоскоростных процессов ОМД. Зависимость эффективных напряжений от эффективной скорости деформации для этой модели схематически представлена на **рис. 3**. Коэффициенты K_v и m_v в этом уравнении представляют собой коэффициент пропорциональности и показатель скоростного упрочнения нелинейно-вязкого элемента модели. Характерно, что использование этого уравнения в определяющих соотношениях теории течения может описать и деформационное упрочнение, если скорость деформации формоизменения увеличивается. В этом случае деформация рассматривается как накопленная, и с её возрастанием будет увеличиваться и эффективное напряжение.

Исходя из уравнения (8) определяющее соотношение для этой реологической модели в виде зависимости эффективной скорости деформации (ξ_e) от эффективного напряжения (σ_e) можно описать уравнением

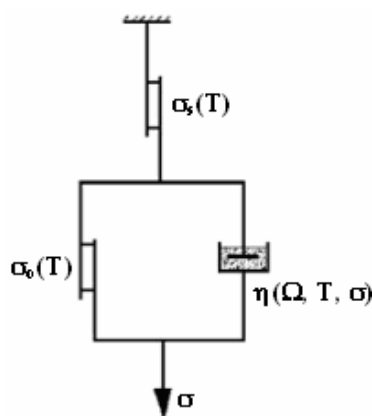


Рис. 1. Реологическая модель для описания поведения ВПМ и СПМ

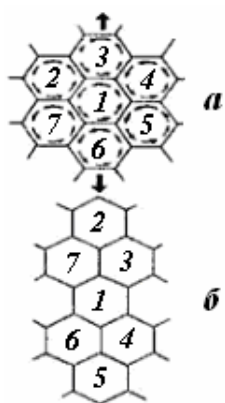


Рис. 2. Схема макро-механизма деформации СПМ

$$\xi_e = \xi_{eq} \exp \left[\alpha \Omega^\beta (\sigma_e - \sigma_{eq}^{sp} \cdot Z_T) \right] \times \left[\frac{\sigma_e - \sigma_o^{sp} Z_T}{\sigma_s^{sp} Z_T - \sigma_e} \right]^{n_V} \quad (9)$$

Обобщенный структурный параметр Ω для одно- или двухфазной неравноосной структуры можно определять по формуле

$$\Omega = L_{cp} K_{\bar{\gamma}} \sqrt[3]{L_1 L_2 L_3} \cdot \left[V_\gamma / (1 - V_\gamma) \right] \quad (10)$$

При этом L_{sr} – средний геометрический размер высокотемпературной структурной составляющей (фазы или зерна), определяемый по величинам L_1, L_2, L_3 , которые отражают среднестатистические размеры структурных составляющих вдоль, поперек и по высоте заготовки по отношению к направлению предшествующей деформации заготовки (прокатки, прессования, волочения и т.д.); $K_{\bar{\gamma}} = V_\gamma / (1 - V_\gamma)$ – коэффициент, учитывающий отклонение объемного соотношения фаз от 50/50% по величине объемной доли высокотемпературной фазы V_γ .

Для однофазной равноосной структуры под параметром Ω обычно понимают средний размер зерна L в мкм, определяемый с помощью метода случайных секущих или как среднегеометрическое значение размеров L_1, L_2, L_3 , если структура неравноосная.

$$L_{cp} = (L_1 L_2 L_3)^{1/3} \quad (11)$$

Параметры $\sigma_{eq}^{sp}, \sigma_o^{sp}, \sigma_s^{sp}$ представляют соответственно эквивалентное напряжение, пороговое напряжение и условный предел текучести в МПа при оптимальной температуре СПД – T_{sp} , выраженной в градусах Кельвина; n_V – показатель ползучести для нелинейно-вязкой жидкости, α и β –

параметры подгонки, определяемые из эксперимента на одноосное растяжение или сжатие.

Температурный множитель Z_T , учитывающий отклонение температуры деформации от оптимальной температуры сверхпластичности, выражается параметром Зинера-Холломона:

$$Z_T = \exp \left[\frac{Q_o}{R} \left(\frac{1}{T_{sp}} - \frac{1}{T} \right) \right], \quad (12)$$

где R – универсальная газовая постоянная; Q_o – кажущаяся энергия активации структурных изменений или так называемой структурной эволюции.

Соотношения (6)–(8) в достаточно широком температурно-скоростном диапазоне хорошо описывают поведение ВПМ и СПМ с термически стабильной в процессе деформации исходной ультрамелкозернистой и мелкозернистой структурой со средним размером зерна $\leq 10 \div 15$ мкм.

Для большинства промышленных сплавов в реальных технологических процессах ОМД структура существенно изменяется. При этом изменяется фазовый состав, увеличиваются размеры фаз и зёрен. Поэтому при математическом моделировании и расчетах технологических параметров процессов сверхпластического деформирования представляется наиболее перспективным объединение физического и феноменологического подходов при построении моделей СП. То есть в определяющие соотношения (1)–(3) необходимо вводить дополнительные кинетические уравнения, учитывающие эволюцию структуры при СПД, например, с помощью скорости роста обобщенного структурного параметра:

$$\dot{\Omega} = \frac{d\Omega}{dt} = \psi \left(\frac{\xi}{\xi_e}; T; \Omega^o, a \right), \quad (13)$$

где ξ_e – эффективная скорость деформации; Ω^o – начальный размер обобщенного структурного параметра в момент времени τ_o к началу процесса формоизменения после нагрева; a – параметр термической активации.

На основе обработки большого объема экспериментальных данных по исследованию структурных изменений при изотермическом нагреве и деформации в листах и прутках из алюминиевых, титановых, медных сплавов и сталей с ультрамелким зерном (менее 10 мкм), выполненных в научно-исследовательской лаборатории деформации сверхпластичных ма-

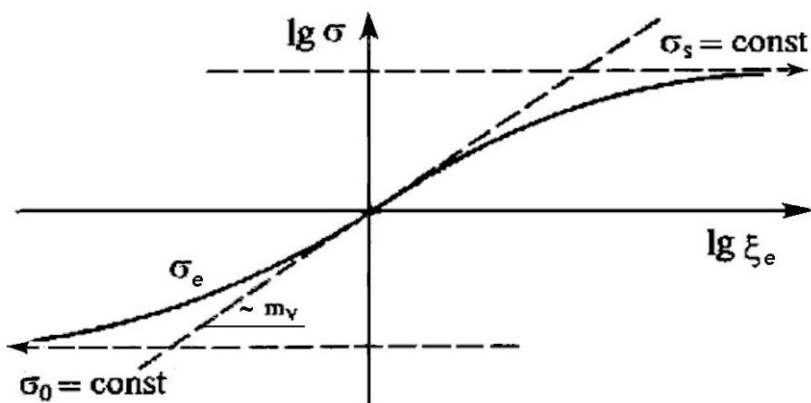


Рис. 3. Зависимость напряжений течения от скорости деформации СПМ и ВПМ по уравнению (8)

териалов (НИЛ ДСПМ) ГТУ «МИСиС», был предложен следующий вид уравнения структурной эволюции:

$$\frac{d\Omega}{d\tau} = C_o \Omega^{1-d} \left[\exp\left(-\frac{Q_\Omega}{RT}\right) \right] (1 + A\xi_e^b), \quad (14)$$

где C_o – начальная скорость роста зерна; d – показатель степени, учитывающий влияние текущего размера структурного параметра; A, b – коэффициенты, зависящие от химического состава материала и определяемые эмпирически; Q_Ω – кажущаяся энергии активации структурной эволюции; T – температура деформации.

При горячей и теплой деформации металлов и сплавов с крупно- и среднезернистой структурой при высоких скоростях деформаций $\xi_e \geq 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ и накопленной деформации $\varepsilon_e \geq 0,5$ изменения структуры уже не носят эволюционный характер. Они определяются процессами динамической рекристаллизации, при которых происходит образование новых зёрен и мелкозернистой структуры. Средний размер зерна в этом случае можно предварительно оценить уравнением динамической рекристаллизации вида:

$$L_{cp} = aL_0^h \varepsilon_e^n \xi_e^m \exp\left[Q/(RT)\right] + C, \quad (15)$$

где L_{cp} – средний размер рекристаллизованного зерна; a – предэкспоненциальный множитель; ε_e – степень накопленной деформации; ξ_e – эффективная скорость деформации, нормированная к 1 [c^{-1}]; h, n, m – показатели структурного, скоростного и деформационного упрочнения соответственно; Q – энергия активации динамической рекристаллизации; R – универсальная газовая постоянная; T – температура деформации [K]; L_0 – начальный размер зерна, нормированный к 1 мкм; C – константа, равная d_0 при $\xi=0$.

В зависимости от структуры, температуры и скорости деформации один и тот же металлический материал может рассматриваться как пластичный (ПМ) или как сверхпластичный (СПМ). В качестве примера на рис. 4 приведены основные закономерности изменения свойств при деформации одного и того же сплава в ультрамелкозернистом и обычном горячедеформированном крупнозернистом состоянии. Как показал опыт, накопленный в НИЛ ДСПМ ГТУ «МИСиС», эти закономерности достаточно хорошо описываются с помощью определяющих соотношений (6)–(15).

Термокинетическая карта процессов деформации металлических материалов

Объемноаморфные материалы, у которых регулярная кристаллическая решетка отсутствует,

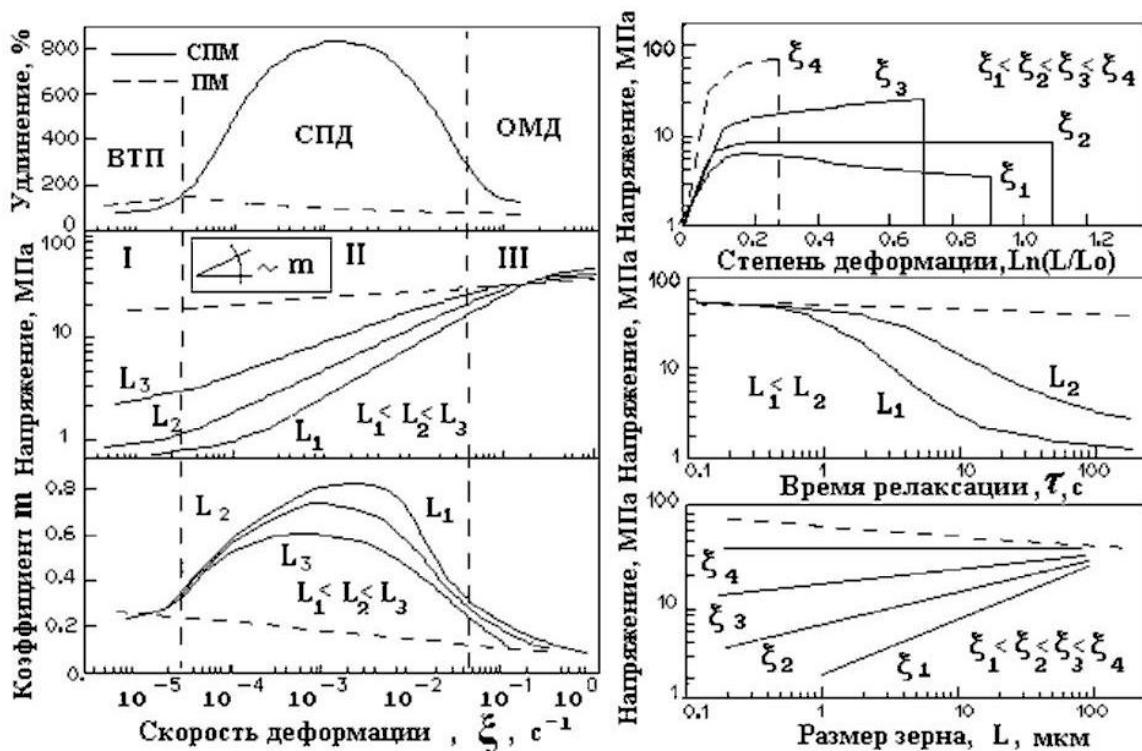


Рис. 4. Основные закономерности реологического поведения одного и того же сплава в пластическом и сверхпластическом состояниях

в определенных диапазонах температур и скоростей деформации ведут себя как **вязкие материалы** (ВМ), т.е. как нелинейно-вязкие жидкости ($m \geq 0,5 \dots 0,9$) или как идеально вязкие (ньютоновские) жидкости ($m = 1.0$). Таким же образом ведут себя и расплавы металлов и сплавов, также представляющие собой в реологическом отношении вязкие материалы.

Во всех этих процессах механизмы массопереноса и эволюции структуры, а также характер зависимости «напряжение течения – деформация – скорость деформации» определяются температурным интервалом обработки и скоростью изменения температуры. В большинстве случаев последняя представляет собой скорость охлаждения деформируемого материала, однако некоторые процессы происходят в режиме термоциклирования, и в этом случае должна быть принята во внимание также скорость нагрева.

Для анализа сходства и различий термокинетических характеристик различных процессов ОМД была построена термокинетическая карта (рис. 5) в координатах «обратная гомологическая температура процесса T_{nl}/T – скорость изменения температура процесса dT/dt ». Поле этой диаграммы поделено на области, каждая из которых условно соответствует определенному процессу.

В нижней части карты располагаются обычные процессы обработки металлов давлением, а также процессы сверхпластической деформации. В левой и средней частях диапазона обратных гомологических температур расположены области процессов холодной и теплой деформации с интервалами температур до $0,25T_{nl}$ и $0,5T_{nl}$ соответственно. Пунктирная линия, восходящая слева направо, описывает рост скорости охлаждения с увеличением температурного градиента в приповерхностном слое нагретой заготовки в контакте с более холодным инструментом. Процессы полугорячей деформации расположены в интервале $(0,5 \dots 0,7)T_{nl}$. Этот ин-

тервал совпадает с интервалом термоциклирования, в котором проявляется сверхпластичность фазового превращения у железа и сплавов на его основе. Скорость изменения температуры при термоциклировании обычно находится в пределах $10^{-1} \dots 10^2$ К/с. Следующая область в этом ряду находится в интервале $(0,7 \dots 0,9)T_{nl}$. Верхняя часть этой области принадлежит обычным процессам горячей деформации со значительными скоростями охлаждения, соответствующими повышенной разности температур горячей заготовки и инструмента. В нижней части этой области располагаются процессы изотермической деформации и деформации ультрамелкозернистых сплавов. Очень малые скорости изменения температуры, которыми можно пренебречь, типичны для этих практически изотермических процессов. Крайнюю правую область в этом ряду между $0,9T_{nl}$ и, возможно, температурами несколько выше T_{nl} занимают процессы высокоскоростной деформации, которые, по существу, не являются изотермическими.

Хорошо известно, что температура переохлаждения расплава тем ниже, чем выше скорость охлаждения. Эту зависимость иллюстрирует другая пунктирная линия в верхней части карты, которая восходит справа налево, создавая границу между кристаллизующимся расплавом (справа от кривой) и твердым состоянием деформи-

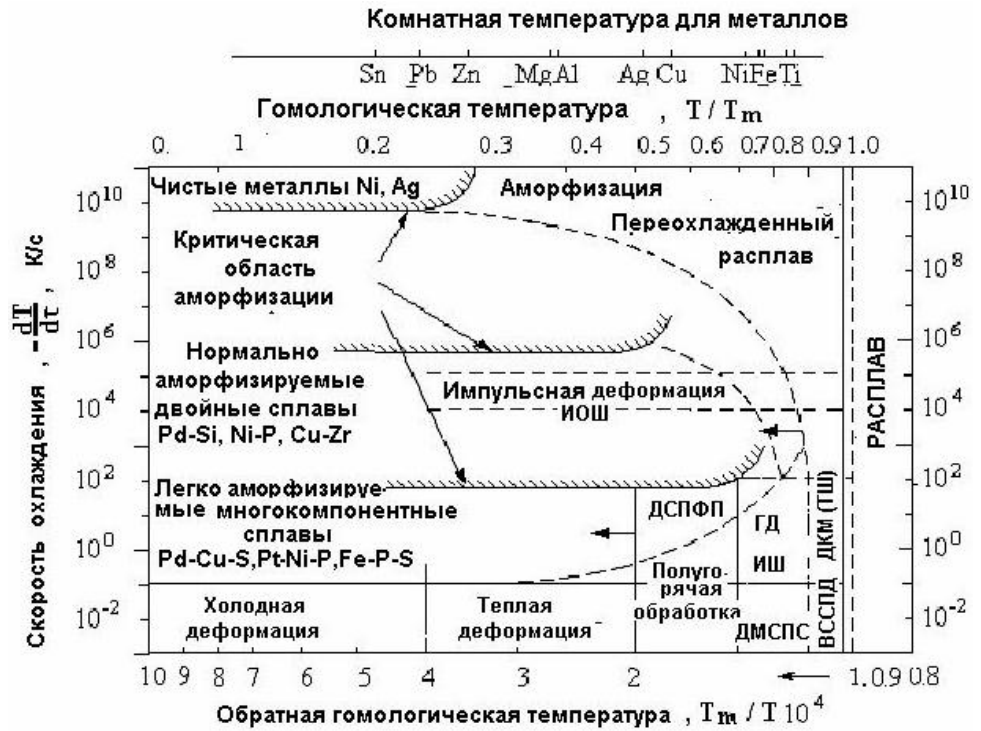


Рис. 5. Термокинетическая карта процессов деформации металлических материалов

руемого материала (слева от кривой). Область справа от кривой в пределах скоростей охлаждения $10^1 \dots 10^2$ К/с относится к процессам деформации кристаллизующегося металла (тиксотропная штамповка). Скорости охлаждения до 10^5 К/с характерны для процессов так называемой «импульсной объемной штамповки».

Верхняя часть карты (скорости охлаждения до 10^{11} К/с) относится к процессам аморфизации. Три линии со штриховкой показывают критические режимы аморфизации чистых металлов, нормально аморфизирующихся двойных сплавов и легко аморфизирующихся многокомпонентных (так называемых объемных аморфных) сплавов. Последнее, как показывают современные исследования, проявляют наивысший уровень прочностных свойств и являются объектами нанотехнологий.

Представленная термокинетическая карта процессов деформации металлических материа-

лов является удобной основой для изучения определенных реологических параметров при деформации различных металлических материалов и формирования соответствующих баз данных ВС о реологических свойствах материалов для компьютерного моделирования процессов ОМД.

Заключение

Основные реологические модели, связанные с определенными способами деформации металлических материалов, описывают пластическое, вязкопластическое и вязкое состояния объектов деформирования. Соответственно построение и развитие ВС для моделирования обработки металлических материалов должно включать возможность описания структурных изменений деформируемого материала и его физического состояния: твердого (кристаллического и аморфного), жидкого, а также возможных переходных состояний.

УДК 621.97

Кадошников В.И., Решетникова Е.С., Решетников Л.В., Кочуков С.В.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ИНСТРУМЕНТА И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГОЛОВОК ФЛАНЦЕВЫХ БОЛТОВ

Фланцевый крепеж имеет в мировой практике самое широкое распространение. Болты, гайки, винты с фланцем позволяют создавать оптимальные контактные напряжения на скрепляемых деталях, уменьшают количество деталей в соединении (за счет исключения шайб), позволяют экономить металл. Увеличение опорной поверхности обеспечивает более надежное стопорение при затяжке, в том числе по сравнению с пружинными шайбами.

Фланцевые болты производятся на холодно-высадочных пресс-автоматах, причем способы формирования шестигранной головки болта и фланца различны:

- а) высадка;
- б) обрезка граней головки и фланца;
- в) редуцирование шестигранной головки болта и дальнейшая высадка фланца.

Качество фланцевых болтов, изготавливаемых высадкой, невысокое за счет незаполнения ребер шестигранной головки, что приводит к уменьшению контактной поверхности болтов.

Способ формирования шестигранной головки болта и фланца обрезкой используется для изготовления высококачественных фланцевых бол-

тов для ответственных соединений, но ведет к повышению стоимости продукции за счет низкой стойкости обрезных пуансонов и наличия технологических отходов.

Способ формирования шестигранной головки болта редуцированием с дальнейшей высадкой фланца по сравнению со способами высадки и обрезки наиболее оптимален, так как обеспечивает хорошее оформление головок болтов при низком расходе коэффициента металла и высокой стойкости формообразующего инструмента. Однако допуск на диаметр фланца болтов, изготавливаемых данным способом, больше, чем у болтов, изготавливаемых обрезкой (не менее $\pm 0,2$ мм) [1], что не позволяет применять их для ответственных соединений. Назначение большого допуска на диаметр фланца болтов связано с образованием наплывов металла на торцевой поверхности фланца.

Наплывы на фланце болта образуются вследствие неравномерности распределения металла, предназначенного для формирования фланца, при редуцировании шестигранной головки. Это происходит в силу конструктивных особенностей рабочей полости пуансона, которая, как правило, состоит из деформирующей конусной части и ка-