

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ РЕОЛОГИИ МЕТАЛЛОВ ПРИ БОЛЬШИХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

А.В. Коновалов, А.С.Смирнов

Институт машиноведения Уральского отделения РАН, Екатеринбург

Аннотация

Выполнены работы по развитию и совершенствованию методики проведения пластометрических испытаний образцов для исследования реологии металлов при больших высокотемпературных пластических деформациях. Проведена серия испытаний образцов из нержавеющей стали 08X18H10T и сплава АМг6. Методами количественной металлографии исследована структура металлов на конечной стадии деформации в разных зонах очага деформации образца. Получен новый результат, свидетельствующий о резком росте зерен при малой степени деформации. Выполнены эксперименты по определению твердости интерметаллидов, выделяемых в сплаве АМг6 при пластической деформации. На большом количестве экспериментальных данных подтверждена адекватность построенной ранее реологической модели, описывающей процессы возврата и динамической рекристаллизации в определяющих соотношениях для упруговязкопластической среды.

RESULTS OF INVESTIGATION OF METALS RHEOLOGY UNDER HIGH TEMPERATURE PLASTIC DEFORMATIONS

The work has been carried out to development and improvement of methods of implementation of plastometric test of samples for investigation rheology of metals under high temperature plastic deformation. Test series of samples from austenitic stainless steel 08X18H10T and AMg6 alloy have been carried out. Metals microstructure at backend of deformation process in different area of deformation site of sample has been studied using metallographic analysis. New result which indicates sharp growth grain under small strain deformation has been obtained. Definition intermetal hardness experiments for AMg6 alloy have been carried out. The adequacy of developed earlier rheological model describing processes recovery and dynamic recrystallization for elastic-visco-plastic environment has been confirmed upon large quantity experimental dates.

1. ВВЕДЕНИЕ

Существенное влияние на реологические свойства деформируемых металлов оказывают условия деформации. Если при холодной деформации происходит только упрочнение материала, то при горячей деформации наряду с упрочнением в металле интенсивно происходят процессы разупрочнения [1]. Ответственными за разупрочнение при горячей деформации в отсутствие фазовых превращений являются процессы динамического возврата, полигонизации и рекристаллизации. Взаимодействие процессов упрочнения и разупрочнения определяет поведение материала в процессе горячей деформации, отражаясь на изменении сопротивления деформации σ . Поэтому данную величину можно использовать для оценки физико-механических свойств и структурного состояния металла после горячей деформации.

В работе [2] была предложена математическая модель сопротивления деформации, учитывающая пластические и вязкие свойства металла и описывающая его деформационное упрочнение и разупрочнение при пластической деформации за счет процессов статического и динамического возврата и динамической рекристаллизации. Адекватность модели была установлена для конструкционной стали 45ХНМА.

Цели данной работы: 1) исследовать применимость модели [2] для описания изменения сопротивления деформации нержавеющей стали 08X18H10T и алюминиевого сплава АМг6, которые при температуре горячей деформации имеют г.ц.к. решетку с высокой и низкой энергией дефекта упаковки соответственно; 2) по результатам металлографических исследований структуры деформированного металла установить факт прохождения динамической рекристаллизации.

2. ВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕТАЛЛА БОЛЬШИМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ

Построенная в работе [2] вязкопластическая модель сопротивления металла большим высокотемпературным пластическим деформациям представляет следующую систему дифференциально-интегральных уравнений:

$$\sigma = \sqrt{3}k + \sigma_v, \quad (1)$$

$$\dot{k} = \dot{\rho}V_n - \rho\dot{V}_r, \quad \dot{\rho} = a_1 \exp(-a_2\rho)H - a_3\rho,$$

$$\dot{V}_r = a_5\Lambda_r R^2 \frac{dR}{dt}, \quad \text{если } V_r \leq a_6,$$

$$\dot{V}_r = \dot{V}_r^* \left(\frac{1-V_r}{1-a_6} \right)^{a_7}, \quad \text{если } V_r > a_6,$$

$$\dot{V}_r^* = \dot{V}_r \quad \text{при } V_r = a_6,$$

$$\Lambda_r = \int_0^{t_r} H dt, \quad dR/dt = H\rho,$$

$$\sigma_v = a_8 \ln(1 + a_9 H).$$

Здесь $k(t)$ – напряжение текучести в условии пластичности Мизеса, $a_0 = k(0)$; t – время; σ_v – вязкая составляющая напряжения; ρ – величина, пропорциональная приращению плотности дислокаций за счет пластической деформации; H – интенсивность скорости деформации сдвига; Λ_r – степень деформации сдвига до начала динамической рекристаллизации; V_n , V_r – нерекристаллизованная и рекристаллизованная доли объема металла, соответствен-

но, $V_n + V_r = 1$; R – радиус рекристаллизованного зерна, $R(t_r) = 0$, t_r – момент времени начала динамической рекристаллизации, определяемый условием $\rho = a_4$; a_i , $i = 0, \dots, 9$ – параметры модели, подлежащие идентификации по опытным данным.

3. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Из стали 08X18H10T (Cr – 18.4; Ni – 9.07; Mn – 0.73; Ti – 0.35; Mo – 0.22; V – 0.057; S – 0.004; P – 0.031; Si – 0.61%) изготовили цилиндрические образцы диаметром $10 \pm 0,1$ мм и высотой $15 \pm 0,1$ мм. Для выравнивания механических свойств металла по объему образцы предварительно выдерживали в печи при температуре 1050°C в течении четырех часов с последующим охлаждением на воздухе.

Из сплава АМг6 (Si – 0.14; Fe – 0.34; Cu – 0.05; Mn – 0.05; Mg – 6.44; Zn – 0.05; Ti – 0.06%) изготовили цилиндрические образцы диаметром $8 \pm 0,1$ мм и высотой $12 \pm 0,1$ мм. Для выравнивания механических свойств металла по объему образцы предварительно выдерживали в печи при температуре 325°C в течении трех часов с последующим охлаждением на воздухе.

Опыты на сжатие образцов проводили на автоматизированной пластометрической установке, созданной в Институте машиноведения УрО РАН. Установка обеспечивает скорость деформации в пределах $0,01 - 10 \text{ c}^{-1}$. Образец помещали в контейнер и нагревали в электропечи до температуры 1150°C (сталь 08X18H10T) и 300°C (сплав АМг6). Нагретый контейнер с образцом переносили из печи в захваты установки и деформировали.

Испытания проводили без применения смазки, используя полированные бойки. В процессе деформации измеряли перемещение захватов, усилие и температуру поверхности образца. Изменение температуры поверхности образца измеряли профессиональной тепловизионной системой NEC TH-9100WL через прорезь в контейнере, содержащем образец.

Осуществили два варианта механических испытаний. По первому варианту опыты проводили с целью идентификации параметров модели сопротивления деформации. При этом на этапе активного нагружения при постоянной скорости перемещения захватов скорость деформации возрастала за счет уменьшения текущей высоты образца. После выключения электропривода установки образец оставался зажатым бойками, и активное нагружение сменялось стадией релаксации.

Испытания по второму варианту проводили для определения микроструктуры металла, получаемой в результате пластической деформации. В этом случае захваты установки после активного нагружения разводили, контейнер с образцом быстро (за 2 с) вынимали и опускали в емкость с водой, где происходило резкое охлаждение образца, приводящее к фиксации микроструктуры металла.

Средняя температура поверхности образцов после момента установки контейнера в захваты до начала деформации не понижалась больше чем на 1°C , а при выдержке в течении 10 с после момента установки контейнера в захваты – не больше чем на 5°C . Поскольку время деформации не превышало 10 с, то пренебрегли тепловыми потерями в окружающую

среду и считали, что вся тепловая энергия пластической деформации расходуется на разогрев образца.

Время резкого охлаждения образца в воде после деформации до комнатной температуры не превышало 10 с.

4. ИДЕНТИФИКАЦИЯ МОДЕЛИ

Методика идентификации параметров модели (1) рассчитана на динамический характер протекания эксперимента, который должен быть организован таким образом, чтобы в одном опыте в течение времени изменялись все управляющие воздействия. При таком подходе к проведению эксперимента для оценки параметров математической модели в принципе достаточно одного опыта. В рассматриваемом случае функцией управления является скорость деформации. Поэтому осадку образца осуществляли с переменной в процессе деформирования скоростью деформации. Значения параметров модели, полученные при идентификации, справедливы для того интервала изменения скорости деформации, который имел место в опыте.

Эксперименты проводили с тремя различными законами изменения интенсивности скорости деформации сдвига H , представленными на рис.1.

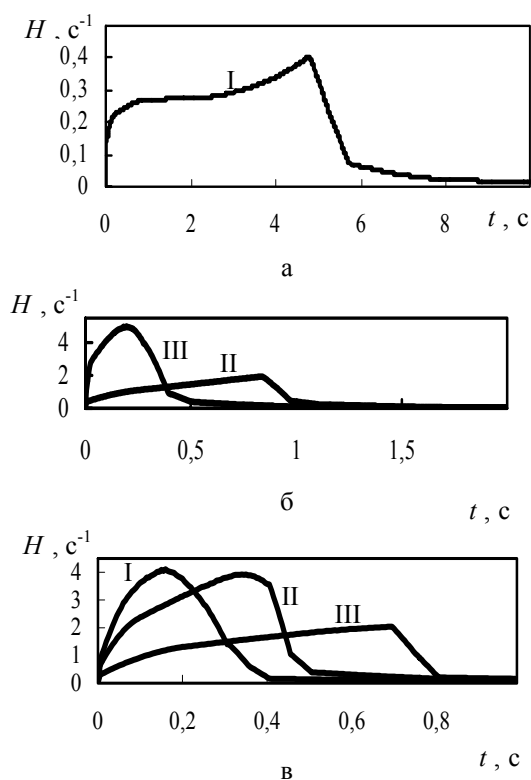


Рис.1. Законы изменения интенсивности скорости деформации сдвига H стали 08X18H10T (а, б) и сплава АМг6 (в) во времени

На рис.2 пунктирными линиями (кр.1 – 3) показаны соответствующие этим законам экспериментальные кривые изменения сопротивления деформации во времени.

Параметры a_i модели (1) нашли, минимизируя суммарное по результатам экспериментов с тремя разными законами изменения H , представленными на рис. 1, среднеквадратичное отклонение расчетных значений $\sigma^j(t)$ от экспериментальных данных $z^j(t)$

сопротивления деформации на интервалах времени $[0, T_j]$, где $j = 1, \dots, 3$:

$$J(a_0, \dots, a_9) = \sum_{j=1}^3 \int_0^{T_j} [\sigma^j(t) - z^j(t)]^2 dt \rightarrow \min.$$

Значения параметров модели a_0, \dots, a_9 представлены в табл.1.

Таблица 1

Значения параметров модели сопротивления деформации стали 08X18H10T и сплава АМг6

Параметры модели (1)	Сталь 08X18H10T	Сплав АМг6
a_0	20.78	57.92
a_1	1932.33	2712.76
a_2	0.09905	0.05439
a_3	0.49	0.1
a_4	17.08	65.16
a_5	0.000178	0.000278
a_6	0.126	0.075
a_7	2.75	3.06
a_8	49.39	12.72
a_9	0.033	7.53

На рис.2 для стали 08X18H10T и рис.3 для сплава АМг6 приведены рассчитанные зависимости напряжений σ (кр. 4 – 6) и вязкие составляющие напряжений σ_v (кр. 7 – 9), построенные в соответствии с моделью (1). Видно, что модель позволяет не только качественно правильно описать реологию сплавов при исследуемых температурах, но имеет достаточно близкое количественное соответствие опытным данным. Среднее по времени относительное отклонение опытных и расчетных значений сопротивления деформации не превысило 12%.

Температура поверхности образцов в процессе деформации поднялась на $23 \div 28^\circ\text{C}$ у сплава АМг6 и $33 \div 38^\circ\text{C}$ у стали 08X18H10T. При повышении температуры увеличивается скорость прохождения релаксационных процессов, а так же происходит уменьшение сопротивления деформации металла. В связи с этим полученные значения параметров модели являются усредненными по температурному диапазону процесса испытания.

5. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ

В процессе деформации у исследуемых сплавов появляется пик напряжения деформирования (см. рис. 2, 3), который может быть, согласно работе [3], результатом прохождения динамической полигонизации или рекристаллизации. В связи с этим, для однозначного определения типа механизма ответственного за разупрочнение, провели микроструктурный анализ образцов до и после деформации.

На рис.4 приведена микроструктура стали 08X18H10T и сплава АМг6 перед началом деформирования и её конечное состояние, зафиксированное резким охлаждением в воде после деформации. Предполагали, что статическая рекристаллизация не успевает пройти при таком режиме охлаждения образца. Приведенная микроструктура получена на боковой поверхности образца.

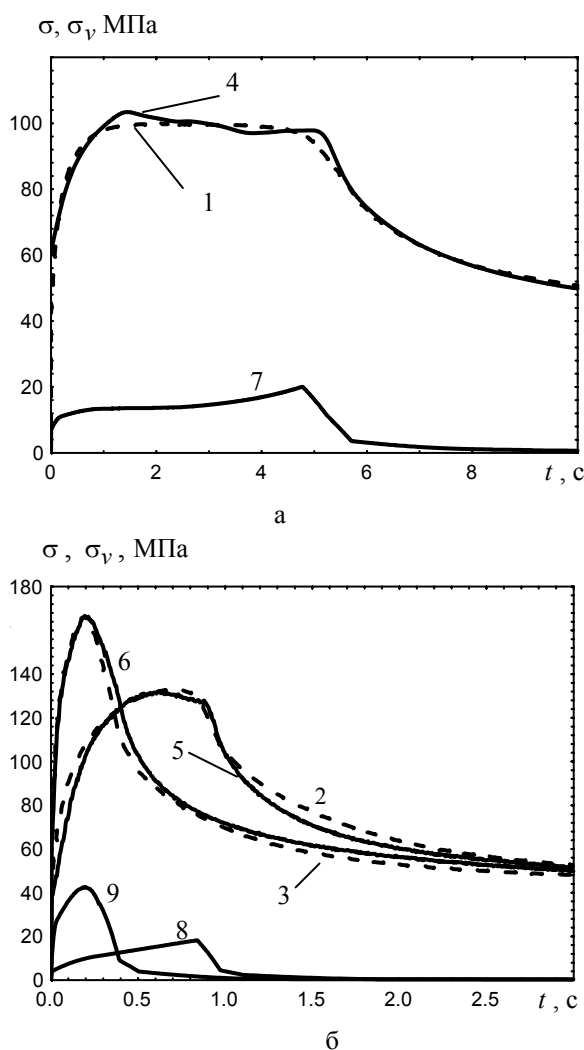


Рис.2. Изменение сопротивления деформации σ (кр.1 – 6) и вязкой составляющей напряжения σ_v (кр.7 – 9) стали 08X18H10T во времени при законах деформирования I (а), II (кр.2, 5, 8) и III (кр.3, 6, 9) (б): (---) – экспериментальные значения, (—) – расчетные значения

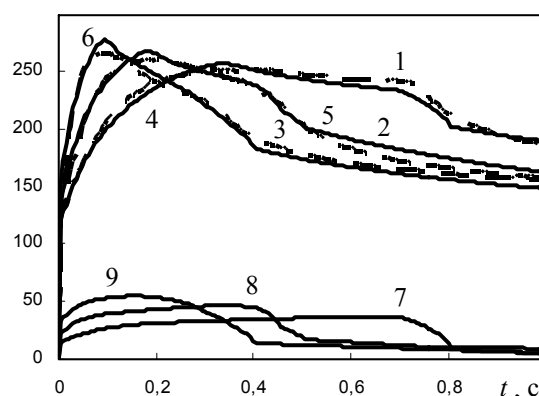
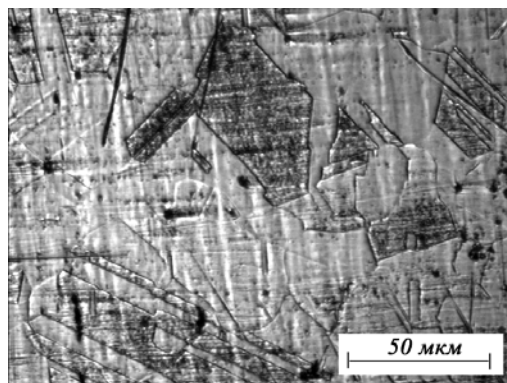
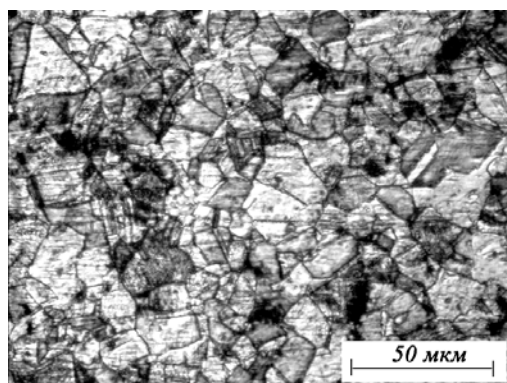


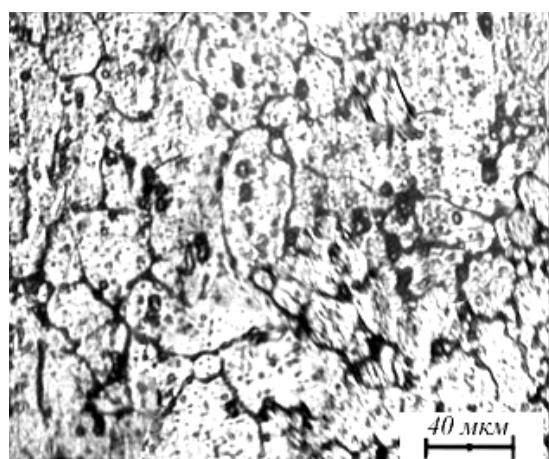
Рис. 3. Изменение сопротивления деформации σ (кр.1 – 6) и вязкой составляющей напряжения σ_v (кр.7 – 9) сплава АМг6 во времени при законах деформирования I (кр.1, 4, 7), II (кр.2, 5, 8) и III (кр.3, 6, 9) (б): (---) – экспериментальные значения, (—) – расчетные значения



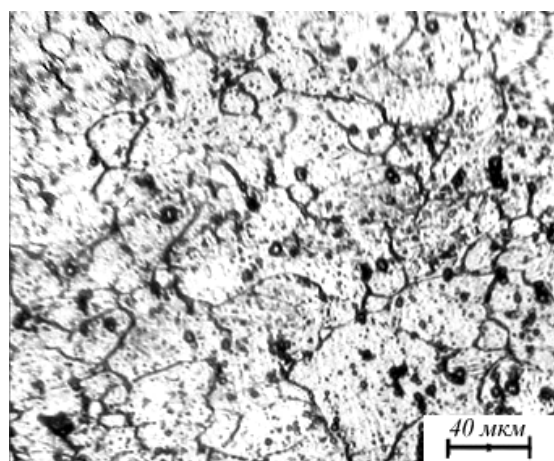
а



б



в



г

Фиг. 4. Микроструктура образца из стали 08X18H10T (а, б) и сплава АМг6 (в, г): а, в – до деформации; б, г – после деформации

Диаметр зерен d рассчитывали через площадь равновеликого круга, приравнивая её к площади зерен. Затем строили гистограммы распределения количества зерен по их диаметрам d и определяли согласно [3] средний диаметр зерна D , как наиболее часто встречающийся размер. Коэффициент однородности δ размера зерна рассчитывали согласно [4] по формуле

$$\delta = \frac{\sigma(\alpha)}{\bar{\alpha}},$$

где $\sigma(\alpha)$ – среднее квадратичное отклонение размеров диаметров зерен; $\bar{\alpha}$ – среднее значение размеров диаметров зерен. Коэффициент равноосности R рассчитывали как отношение средней длины зерна к средней ширине зерна, разориентировку зерен Θ определяли, как средний угол наклона зерен по отношению к горизонтальной оси.

Результаты количественной обработки микроструктур, представленных на рис. 4, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Количественные параметры микроструктуры стали 08X18H10T и сплава АМг6

Состояние	Сплав	D , мкм	R	δ	Θ , град
До деформации	08X18H10T	29	1.74	0.60	33
	АМг6	25	1.60	0.34	56
После деформации	08X18H10T	25	1.76	0.33	39
	АМг6	24	1.80	0.37	38

Сопоставление полученной микроструктуры стали 08X18H10T и сплава АМг6 до и после деформации дает следующие результаты. Форма зерен после деформации приняла немного более вытянутую форму, при этом размер зерна не изменился. В основном новые зерна возникли на стыке границ зерен, но так же имеется малое количество мелких зерен, возникших внутри более крупного зерна. Эти результаты свидетельствуют о прохождении процесса динамической рекристаллизации при данных термомеханических условиях.

Для стали 08X18H10T дополнительно определили средний размер зерен на торце образца на оси его симметрии. Он составил 40 мкм. В силу неоднородности деформации по объему образца из-за трения с бойком в этой области степень деформации на порядок меньше, чем на боковой поверхности. Наличие деформации небольшой величины привело к резкому росту размера зерна, происшедшего, по-видимому, за счет слияния соседних зерен.

Помимо процесса рекристаллизации в сплаве АМг6 имеет место выделение интерметаллидов, которые выглядят черными вкраплениями на рис. 4, в, г. Для анализа соотношения твердости основного металла и интерметаллида провели исследование твердости разных фаз сплава АМг6 с помощью атомно-силового микроскопа Наноскан. На рис. 5 приведены профили полученных отпечатков. Результаты свидетельствуют о том, что интерметаллиды в 1.8 раза тверже, чем основной металл сплава.

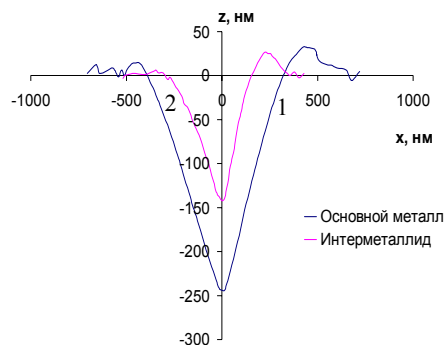


Рис. 5. Профили отпечатков основного металла (1) и интерметаллида (2)

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Из полученных результатов можно сделать вывод о том, что для металлических сплавов, имеющих при температуре горячей деформации г.ц.к. решетку с высокой и низкой энергией дефекта упаковки, модель (1) адекватно описывает сопротивление деформации при горячем деформировании при условии протекания динамической рекристаллизации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. Учебное пособие для вузов. М.: Металлургия, 1982. 584 с.
2. Коновалов А.В. Вязкопластическая модель сопротивления металла высокотемпературной деформации // Металлы. 2005. № 5. С. 94-98.
3. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. М.: «МИСИС», 2005. 432 с.
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 272 с.